

ACEROS COLADOS BAINÍTICOS LIBRES DE CARBUROS: ESTUDIO DE LA ESTRUCTURA DE SOLIDIFICACIÓN, CINÉTICA DE TRANSFORMACIÓN Y PROPIEDADES MECÁNICAS

Tesis doctoral

Doctorado en Ciencia de Materiales

Facultad de Ingeniería

Universidad Nacional de Mar del Plata

Autor: Nicolás Tenaglia

Director: Juan Massone

Codirector: Alejandro Basso

Lugar de trabajo: División
Metalurgia INTEMA

Agradecimientos

En primer lugar, quiero expresar mi agradecimiento al Dr. Juan Massone y al Dr. Alejandro Basso por darme la oportunidad de realizar un doctorado bajo su supervisión. También agradecer por su constante apoyo, perseverancia, interés y estímulo en la ejecución y desarrollo de esta tesis. Además, por sus aportes científicos, sin los cuales este trabajo no hubiese sido llevado a cabo.

Agradecer al Dr. Roberto Boeri por su colaboración e ideas, y por su interés en el desarrollo de este proyecto.

Expresar mi gratitud a la firma Microwen, especialmente al Ing. Barragán, que proveyó todo el material utilizado en este trabajo.

También agradecer a mis compañeros de la División Metalurgia de INTEMA: Dr. Diego Fernandino, Ing. Marcos López, Ing. Diego Pedro, Ing. Alejo Mandri, Ing. Mariana Poliserpi, Dr. Ricardo Dommarco, Dr. Ricardo Martínez, Dr. Daniel Sosa, Dr. Diego Colombo, Dra. Graciela Rivera, etc, quienes, en mayor o menor medida, han colaborado conmigo a lo largo de esta tesis doctoral.

Agradezco al profesor John Speer, de Colorado School of Mines (Golden, Colorado, Estados Unidos) quien ha sido mi anfitrión en mi estadía en Golden durante el año 2018 y me ha permitido realizar numerosos estudios en su laboratorio, en el marco de esta tesis doctoral.

Finalmente, quisiera agradecer a mi familia y amigos, que fueron mi sostén durante estos años.

Índice

1	Resumen.....	6
2	Introducción y justificación del trabajo de tesis	8
3	Objetivos generales	12
4	Revisión bibliográfica.....	13
4.1	Fases y microestructuras típicas en aceros al carbono	13
1.1.1	Ferrita	15
4.1.1	Perlita	16
4.1.2	Ferrita Widmanstätten	16
4.1.3	Bainita y ferrita acicular	17
4.1.4	Martensita	18
4.2	Aceros de ultra alta resistencia.....	19
4.2.1	Aceros Microaleados (HSLA por High Strength Low Alloy).....	20
4.2.2	Aceros Maraging.....	21
4.2.3	Aceros Dual Phase	21
4.2.4	Aceros TRIP (TRansformation-Induced Plasticity)	22
4.2.5	Aceros Q&P (Quenched and Partitioned)	23
4.2.6	Aceros Bainíticos libres de carburos	24
4.2.7	Discusión sobre aceros de ultra alta resistencia	25
4.3	Aceros con microestructura bainítica	26
4.3.1	Introducción.....	26
4.3.2	Tratamiento térmico de austemperado.....	27
4.3.3	Morfologías de la bainita obtenida mediante ciclos térmicos de austemperado	28
4.3.4	Transformación bainítica	30
4.3.5	Cinética de reacción bainítica libre de carburos	38
4.3.6	Morfología de la bainita libre de carburos	40
4.3.7	Influencia de la composición química sobre la transformación bainítica	43
4.3.8	Propiedades mecánicas de los aceros bainíticos libres de carburos	46
4.3.9	Discusión sobre aceros bainíticos libres de carburos.....	50
4.4	Estructura de solidificación de aceros	51
4.4.1	Introducción.....	51
4.4.2	Solidificación de aleaciones	51
4.4.3	Microsegregación	55

4.4.4	Técnicas de caracterización de estructura de solidificación	56
4.4.5	Discusión sobre la estructura de solidificación de aceros	57
4.5	Piezas de acero obtenidas por fusión y colada	58
4.5.1	Introducción.....	58
4.5.2	Producción de acero colado.....	58
4.5.3	Defectos típicos en piezas coladas.....	59
4.5.4	Discusión sobre piezas de acero colado.....	62
4.6	Templabilidad y austemperabilidad de aceros	63
4.6.1	Introducción.....	63
4.6.2	Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura del acero	63
4.6.3	Templabilidad	65
4.6.4	Austemperabilidad	68
4.6.5	Discusión sobre templabilidad y austemperabilidad	69
5	Objetivos particulares.....	70
6	Diseño de aleaciones	71
7	Metodología experimental.....	74
7.1	Coladas	74
7.2	Determinación de la composición química de los aceros	75
7.3	Seccionamiento de los bloques y preparación de muestras para metalografía.....	75
7.4	Ataque color	76
7.5	Diseño de tratamientos térmicos	76
7.6	Determinación de la templabilidad de los aceros.....	77
7.7	Tratamientos térmicos de austempering.....	78
7.8	Propiedades mecánicas	79
7.8.1	Ensayos de dureza	79
7.8.2	Ensayos de tracción	79
7.8.3	Ensayos de impacto	79
8	Estudio de la macro y microestructura de solidificación	80
8.1	Introducción y objetivos del capítulo.....	80
8.1.1	Tamaño de grano y espaciado dendrítico secundario.....	80
8.1.2	Solidificación peritética en aceros.....	81
8.2	Metodología experimental	82
8.3	Resultados	83
8.3.1	Microestructura y dureza de los aceros en estado as cast.....	83

8.3.2	Caracterización de la estructura de solidificación	85
8.3.3	Tamaño de grano de la austenita previa.....	92
8.3.4	Medición del espaciado dendrítico secundario	92
8.4	Proceso de solidificación de los aceros en estudio	93
8.5	Conclusiones parciales.....	97
9	Estudio de la microsegregación	98
9.1	Introducción y objetivos del capítulo.....	98
9.2	Metodología experimental	99
9.3	Resultados	100
9.3.1	Cálculo de coeficientes de partición	101
9.4	Discusión.....	103
9.5	Conclusiones parciales.....	104
10	Templabilidad y austemperabilidad de aceros de alto silicio	105
10.1	Introducción y objetivos del capítulo.....	105
10.2	Metodología experimental	105
10.2.1	Ensayos Jominy y determinación de las distancias críticas	105
10.2.2	Simulaciones numéricas y determinación de la austemperabilidad	106
10.3	Resultados	108
10.3.1	Microestructuras y curvas de dureza	108
10.3.2	Determinación de la austemperabilidad de los aceros estudiados	112
10.3.3	Validación de la relación entre distancias Jominy y diámetros austemperables	113
10.4	Discusión.....	114
10.4.1	Efecto de elementos de aleación sobre la austemperabilidad.....	114
10.4.2	Efecto de la microsegregación sobre la templabilidad/austemperabilidad	115
10.4.3	Efecto de la temperatura del baño de sales sobre la austemperabilidad	116
10.4.4	Comparación con resultados obtenidos para fundiciones de hierro	116
10.5	Conclusiones parciales.....	117
11	Estudio de la transformación bainítica en aceros colados de alto silicio	119
11.1	Introducción	119
11.1.1	Evolución de la cantidad relativa de fases durante la transformación bainítica sin formación de carburos	119
11.1.2	Determinación de la cinética de transformación bainítica.....	121
11.1.3	Efecto de la microsegregación en la transformación bainítica.....	122
11.2	Metodología experimental	123

10.1.1	Tratamientos térmicos de austempering interrumpidos	123
10.1.2	Seguimiento de la transformación	124
11.2.2	Determinación de la heterogeneidad microestructural	126
11.3	Resultados y discusión	126
11.3.1	Efecto de la microsegregación en la cinética de transformación bainítica	126
11.3.2	Efecto de la composición química y temperatura en la transformación bainítica	130
11.3.3	Efecto de la microsegregación en la morfología y proporciones de fases	144
11.4	Conclusiones parciales	148
12	Propiedades mecánicas	150
12.1	Objetivos del capítulo	150
12.2	Metodología experimental	150
12.3	Resultados y discusión	152
12.3.1	Dureza	152
12.3.2	Tracción	153
12.3.3	Impacto	159
12.3.4	Comparación con propiedades reportadas en la literatura para ABLC	161
12.3.5	Comparación con otros tipos de aceros y fundiciones de hierro	163
12.3.6	Requerimientos de la norma ASTM	166
12.4	Conclusiones parciales	167
13	Conclusiones generales	169
14	Trabajos futuros	170
15	Referencias	171

1 Resumen

El acero es el material más importante utilizado en la industria debido a su bajo costo relativo y al amplio rango de propiedades mecánicas que se obtienen gracias a sus variantes microestructurales, que pueden alcanzarse controlando la composición química y los parámetros de procesamiento. Entre los aceros de mayor relevancia se destacan los que poseen microestructura bainítica. La bainita, epicentro de las investigaciones relacionadas a la industria automotriz, minera y del petróleo, es un agregado de fases descubierto por Davenport y Bain durante experimentos con transformaciones isotérmicas de aceros, en 1930. Transcurrido el tiempo, la bainita ha sido asociada a tecnologías de vanguardia debido a los grandes desarrollos en teorías de transformaciones de fase y la sorprendente combinación de propiedades mecánicas que pueden lograrse con este tipo de microestructuras, especialmente resistencia y tenacidad. Sumado a esto, el bajo costo de procesamiento de la bainita ha llevado a aumentar su uso en diferentes aplicaciones industriales.

Una nueva variante de aceros bainíticos con altos contenidos de silicio, de reciente desarrollo, posee una microestructura con una cantidad elevada de austenita retenida y se caracterizan por estar libres de carburos, dando origen de esta manera a los denominados “aceros bainíticos libres de carburos”. Sobre estos aceros en los últimos años se han realizado numerosos estudios con la finalidad de optimizar su composición química y procesamiento, y de caracterizar sus propiedades mecánicas y correlacionarlas con su microestructura. Esta nueva generación de aceros con estructuras libres de carburos ha mostrado una excelente relación de propiedades mecánicas-costos de producción, con la posibilidad de obtener microestructuras de elevada resistencia, dureza y tenacidad, que abren excelentes perspectivas de utilización en diversas aplicaciones.

Los trabajos reportados en la literatura particularmente sobre aceros bainíticos libres de carburos están centrados en la determinación de sus propiedades mecánicas y al desgaste en función de la composición química y variables del tratamiento térmico. Sin embargo, es importante remarcar que estos estudios, casi en su totalidad, están realizados sobre aceros que, previamente al tratamiento de austemperizado, han sufrido un tratamiento termomecánico de homogeneización y laminación o forjado, lo que genera una matriz metálica prácticamente libre de defectos como porosidad y rechupes, y con muy bajos niveles de segregación de elementos químicos. Sin embargo, muchas piezas de acero relacionadas con la industria automotriz, minera o petrolera se pueden obtener a través de la técnica de fusión y colado (cigüeñales, arboles de leva, cuerpos de bomba, partes de suspensión, etc.) y dichas piezas poseen geometrías y espesores variables. Es ampliamente reconocido que las propiedades mecánicas de piezas fundidas difieren de aquellas obtenidas por laminación o forja.

En trabajo de tesis estuvo centrado en la obtención y caracterización de microestructuras bainíticas libres de carburos obtenidas a partir de aceros colados de alto silicio. El estudio incluyó el diseño de 7 aceros aptos para ser tratados térmicamente y obtener bainita libre de carburos. Para diseñar la composición química de los mismos, se han utilizado valores y tendencias encontradas en bibliografía. Luego se ha realizado una caracterización de la estructura de solidificación de los aceros en su estado bruto de colada y se ha cuantificado la microsegregación de elementos de aleación. La presencia de un patrón de microsegregación, con zonas más y menos aleadas, es la principal característica de los aceros colados y que diferencia a éstos de aquellos obtenidos mediante laminado o forja.

Luego se determinó la austemperabilidad de los aceros estudiados en este trabajo. Este concepto está relacionado con el máximo tamaño de pieza que puede ser tratada térmicamente y obtener una microestructura completamente bainítica, evitando la formación de fases indeseadas como la ferrita y perlita.

Para esto, se desarrolló y validó un procedimiento, mediante simulaciones numéricas, que permite obtener el máximo diámetro austemperable a partir de la realización de un ensayo estándar de templabilidad. Los resultados indican que los aceros diseñados permiten obtener piezas completamente bainíticas en un amplio rango de tamaños, desde unos pocos hasta varias decenas de milímetros de diámetro.

Posteriormente, se estudió la transformación bainítica para cada uno de los aceros a distintas temperaturas de transformación. Estas últimas fueron seleccionadas a partir de la composición química de los aceros y buscando obtener distintas propiedades mecánicas. En este sentido, se lograron obtener las microestructuras deseadas en tiempos acordes a los procesos industriales y se verificó que la microsegregación influye en la cinética reacción, siendo ésta más rápida en las zonas menos aleadas. Además, también se realizó una caracterización de las microestructuras obtenidas y se observó que las mismas no son homogéneas debido a la heterogeneidad en cuanto a composición química presente en los aceros colados.

Por último, se realizó una caracterización mecánica de las microestructuras obtenidas. Los ensayos de tracción arrojaron que la tensión de rotura de los aceros es dependiente de la temperatura de transformación isotérmica y que un aumento de la tensión máxima involucra, para un acero en particular, una disminución de su ductilidad. Además, cabe mencionar que se obtuvieron combinaciones de resistencia-ductilidad muy buenas, que cumplen con algunos grados de la norma ASTM, que regula los aceros colados, y se ha superado la performance de la mayoría de los aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos reportados en bibliografía. También se superó la performance de muchos aceros avanzados de alta resistencia.

2 Introducción y justificación del trabajo de tesis

El acero es el material más importante utilizado en la industria debido a su bajo costo relativo y al amplio rango de propiedades mecánicas que se obtienen gracias a sus variantes microestructurales, que pueden alcanzarse controlando la composición química y los parámetros de procesamiento. De acuerdo a *World Steel Association* (www.worldsteel.org) actualmente se consumen aproximadamente 1600 millones de toneladas anuales. Sin embargo, la presión por maximizar ganancias y garantizar el correcto funcionamiento de piezas fabricadas en acero ha llevado a desarrollar y utilizar numerosas técnicas para mejorar su performance, entre las cuales pueden mencionarse: refinamiento de grano, endurecimiento por deformación y por precipitación, y tratamientos térmicos.

Entre los aceros de mayor relevancia se destacan los que poseen microestructura bainítica. La bainita, epicentro de las investigaciones relacionadas a la industria automotriz, minera y del petróleo, es un agregado de fases descubierto por Davenport y Bain durante experimentos con transformaciones isotérmicas de aceros, en 1930. En su momento, reportaron el descubrimiento de un “agregado acicular” que al ser atacado se vuelve oscuro, se forma en el rango de temperaturas entre el de la perlita y la martensita y es diferente a estas microestructuras, como se muestra en la Fig. 2-1 (Bhadeshia, 2015). Transcurrido el tiempo, la bainita ha sido asociada a tecnologías de vanguardia debido a los grandes desarrollos en teorías de transformaciones de fase y la sorprendente combinación de propiedades mecánicas que pueden lograrse con este tipo de microestructuras, especialmente resistencia y tenacidad. Sumado a esto, el bajo costo de procesamiento de la bainita ha llevado a aumentar su uso en diferentes aplicaciones industriales.

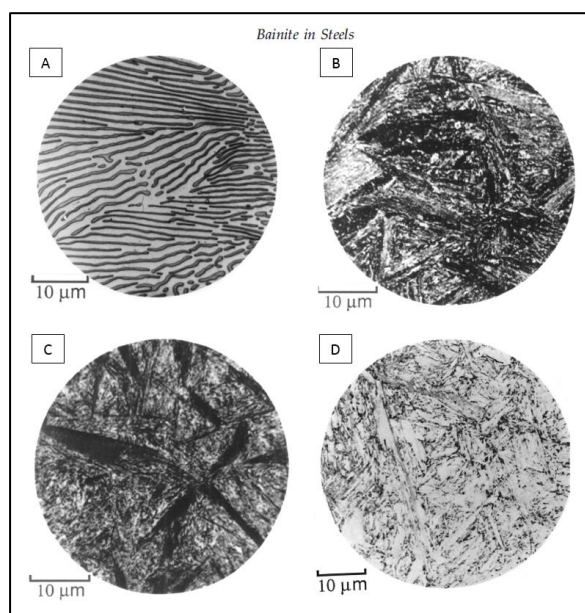


Fig. 2-1: Perlita formada a 720°C (A). Bainita formada isotérmicamente a 290°C (B). Bainita formada isotérmicamente a 218°C (C). Martensita (D).

La bainita se obtiene mediante ciclos isotérmicos de austempering durante los cuales una matriz austenítica se transforma en ferrita bainítica y carburos; dichas fases son las que conforman la bainita. La formación de esta microestructura sucede de la siguiente manera: a partir de una matriz austenítica nuclean subunidades de ferrita que reyectan el carbono excedente enriqueciendo la austenita circundante, lo cual le

permite, de acuerdo al grado de saturación en carbono, ser estable a temperatura ambiente. La precipitación de la cementita resulta posible cuando la concentración de carbono de la austenita excede el valor de solubilidad dado por el límite extrapolado del campo de fases $\gamma/(\gamma+\theta)$, donde γ es austenita y θ es cementita. Esto se ilustra en la Fig. 2-2, donde la zona gris indica la coexistencia de austenita y cementita.

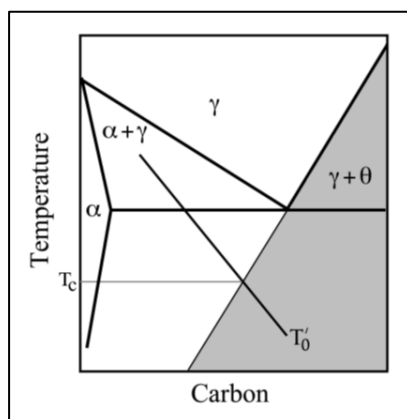


Fig. 2-2: Condición termodinámica para que la cementita precipite desde la austenita (Bhadeshia, 2015).

La transformación bainítica avanza mediante la nucleación de nuevas unidades de ferrita bainítica, que luego expulsan carbono a la austenita, y finaliza cuando la concentración en carbono de esta última llega a la composición dada por la línea T_0 (Fig. 2-2). Esta línea indica que la austenita enriquecida en carbono y la ferrita tienen la misma energía libre y por lo tanto no hay fuerza impulsora para que continúe la transformación de austenita en ferrita. Esto significa que cuando el contenido de carbono en la austenita llega a T_0 la transformación se detiene, aunque el material permanezca a temperatura durante tiempos prolongados. De acuerdo a lo argumentado, si la temperatura de transformación isotérmica es menor a T_c en la Fig. 2-2, la precipitación de cementita será inevitable, mientras que si la temperatura es mayor a T_c , no habrá precipitación de carburos.

Una nueva variante de aceros bainíticos, de reciente desarrollo, posee una microestructura con una cantidad elevada de austenita retenida y se caracterizan por estar libres de carburos, dando origen de esta manera a los denominados “aceros bainíticos libres de carburos”. Sobre estos aceros en los últimos años se han realizado numerosos estudios con la finalidad de optimizar su composición química y procesamiento, y de caracterizar sus propiedades mecánicas y correlacionarlas con su microestructura. Esta nueva generación de aceros con estructuras libres de carburos ha mostrado una excelente relación de propiedades mecánicas-costos de producción, con la posibilidad de obtener microestructuras de elevada resistencia, dureza y tenacidad, que abren excelentes perspectivas de utilización en diversas aplicaciones.

La característica principal de estos aceros es la presencia de al menos 1.5% de silicio en su composición química. La adición de este elemento retarda la formación de cementita durante la transformación bainítica, haciendo posible obtener microestructuras compuestas por ferrita bainítica y austenita retenida en un amplio rango de temperaturas (Caballero, 2012(B)). Las estructuras bainíticas libres de carburos se obtienen a partir de ciclos térmicos de austempering, similares a los utilizados en la obtención de aceros bainíticos convencionales y en fundiciones de grafito esferoidal austemperizadas (ADI – *Austempered Ductile Iron*). Luego de una austenización completa, el material es enfriado hasta la temperatura de austempering (habitualmente entre 200 y 400°C) y mantenido por períodos variables de tiempo. En una primera etapa de la transformación isotérmica de la austenita, la ferrita nuclea y crece con morfología acicular, en forma similar

a una transformación bainítica convencional. No obstante, y como resultado de la presencia del silicio en la composición química, la precipitación de carburos es considerablemente retardada, por lo tanto, la austenita circundante incrementa su contenido de carbono y se torna metaestable a temperatura ambiente. Esto resulta posible ya que un aumento en el contenido de carbono en la austenita provoca un descenso de su temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s), es decir, si la austenita es estable a temperatura ambiente, habría que enfriar por debajo de la misma para que transforme a martensita.

La caracterización mecánica de esta novedosa microestructura ha revelado una extraordinaria combinación de resistencia mecánica y tenacidad, con elevados valores de ductilidad. Los tratamientos de austempering a alta temperatura dentro del rango bainítico (300-400°C) promueven elevada elongación a la rotura y tenacidad, mientras que el uso de menores temperaturas (200-300°C) promueve ultra alta resistencia mecánica, límite elástico y dureza. Dependiendo de los parámetros del tratamiento térmico se han alcanzado valores de resistencia a la rotura que varían de 1.0 a 2.5 GPa, valores de límite elástico que oscilan entre 0.7 y 1.8 GPa, dureza en el rango de 500-700 HV, valores de elongación a la rotura de hasta 30%, y valores de fractoténacidad de hasta 130 MPa.m^{1/2}. En lo que se refiere a las propiedades en fatiga, se han reportado valores de límite de fatiga que oscilan entre 600 MPa hasta 1.5 GPa, dependiendo de la temperatura de austemperado (Caballero, 2001-C). Estas excelentes propiedades mecánicas son comprables a las encontradas en los aceros Maraging, los cuales son aproximadamente 6 veces más caros (Caballero 2001-B, Garcia-Mateo 2003). Los ensayos de desgaste han reportado valores superiores de resistencia a la abrasión y a la fatiga de contacto por rodadura cuando se los compara con aceros de similar composición química, pero con microestructura perlítica o martensítica revenida (Das Bakshi, 2009).

Los primeros trabajos reportados sobre la obtención de bainita en aceros de alto silicio datan de los años 60 y fueron realizados por Henemann y sus colaboradores (Edmonds, 2010). Sin embargo, a partir del año 2001 se observa que las investigaciones sobre este tipo de microestructuras tomaron impulso, publicándose una gran cantidad de trabajos, especialmente el Prof. Harry Bhadeshia (University of Cambridge) y la Dra. Francisca Caballero (CENIM, Madrid). Estos autores han diseñado composiciones químicas y tratamientos térmicos en base a cálculos numéricos y han logrado obtener propiedades mecánicas realmente excelentes. Además, han podido, mediante el uso de equipamiento de alta tecnología, hacer una detallada caracterización de las microestructuras obtenidas que ha permitido lograr un completo entendimiento de los mecanismos de transformación de la bainita en aceros de alto contenido de silicio.

Los trabajos reportados en la literatura particularmente sobre aceros bainíticos libres de carburos, están centrados en la determinación de sus propiedades mecánicas y al desgaste en función de la composición química y variables del tratamiento térmico. Sin embargo, es importante remarcar que estos estudios, casi en su totalidad, están realizados sobre aceros que, previamente al tratamiento de austempering, han sufrido un tratamiento termomecánico de homogeneización y laminación o forjado, lo que genera una matriz metálica prácticamente libre de defectos como porosidad y con muy bajos niveles de segregación de elementos químicos. Sin embargo, muchas piezas de acero relacionadas con la industria automotriz, minera o petrolera se pueden obtener a través de la técnica de fusión y colada (cigüeñales, arboles de leva, cuerpos de bomba, partes de suspensión, etc.) y dichas piezas poseen geometrías y espesores variables. Es ampliamente reconocido que las propiedades mecánicas de piezas fundidas difieren de aquellas obtenidas por laminación o forja. Posiblemente en las piezas obtenidas mediante la técnica de fusión y colada se encuentre un mayor número y variedad de defectos en comparación a cualquier otro proceso de fabricación. Entre los más comunes se pueden destacar:

- Heterogeneidad química causada por la microsegregación de elementos de aleación generada durante la solidificación
- Cavidades de contracción y por gases atrapados
- Fisuras por tensiones residuales y por falta de fusión
- Defectos superficiales
- Inclusiones metálicas y no metálicas

Muchos de estos defectos pueden ser eliminados mediante un proceso de fusión y colada controlados, un correcto diseño del sistema de alimentación y mediante el mecanizado de terminación de las piezas luego de ser coladas. Sin embargo, la eliminación de los patrones de microsegregación tiene un costo energético muy importante, ya que se requieren altas temperaturas (normalmente alrededor de los 1200°C) y largos tiempos para activar los procesos difusivos de los elementos de aleación y lograr así una distribución de los mismos más uniforme en la matriz metálica.

En contrapartida, las piezas obtenidas mediante tratamientos termomecánicos (como laminado en caliente y forja) presentan una microestructura más homogénea y un número mucho menor de defectos, debido a las grandes deformaciones a alta temperatura que sufre el material durante estos procesos. La mayor parte de los trabajos encontrados en la bibliografía fueron desarrollados sobre aceros homogeneizados y luego laminados o forjados: esto provoca una eliminación de la microsegregación y de las microcavidades. En efecto, la estructura de las piezas obtenidas por algún tratamiento termomecánico difiere mucho de la de las piezas coladas, por lo tanto, las composiciones químicas y el procesamiento térmico desarrollados para aceros laminados podrían no ser directamente aplicables a la producción de partes coladas.

Debido a la microsegregación presente en piezas coladas, la matriz metálica tiene diferentes composiciones químicas punto a punto y es de esperar que las transformaciones en estado sólido para obtener microestructuras bainíticas libres de carburos se desarrollen de manera no homogénea en el volumen de las piezas, ya que esas transformaciones son fuertemente dependientes de la composición química. Esta heterogeneidad microestructural podría tener un impacto sobre las propiedades mecánicas de estos aceros colados. Estos aspectos no han sido aún investigados extensivamente y deben ser clarificados si se pretende incentivar la aplicación industrial de esta nueva variante de acero en la producción de piezas obtenidas utilizando la técnica de fusión y colada.

En efecto, resulta de suma importancia e interés industrial el estudio de aceros colados de alto silicio y los tratamientos térmicos para obtener estructuras bainíticas libres de carburos, evaluando la influencia de la composición química, la estructura de solidificación y los parámetros de tratamiento térmico sobre las microestructuras resultantes luego de los mismos. De ser factible la obtención de bainitas libres de carburos en piezas coladas, será imprescindible evaluar sus propiedades mecánicas.

Para poder llevar adelante este estudio es necesario, en primer instancia, revisar el estado del arte en cuestiones referidas a la transformación bainítica, principalmente en aceros de alto silicio, y temas tales como estructura de solidificación de aceros colados, el rol de los elementos de aleación en este tipo de aceros, diseño de tratamientos térmicos aptos para obtener bainita libre de carburos en función de la composición química, propiedades mecánicas reportadas en bibliografía, etc. Esto ha motivado a que la División Metalurgia del INTEMA elabore una propuesta de investigación, obteniendo a partir de la misma un subsidio en el año 2012 (PICT 12-1146) que permitió el comienzo de su desarrollo. La presente tesis doctoral inicia esta nueva línea de investigación, estudiando en detalle los diferentes aspectos característicos de los aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos.

3 Objetivos generales

- Profundizar conocimientos sobre metalurgia, y en particular sobre metalurgia de aceros colados, solidificación, reacciones en estado sólido, tratamientos térmicos y propiedades mecánicas.
- Mejorar el conocimiento general de los aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos, cuyo desarrollo a nivel mundial es muy limitado, con la finalidad de lograr en el país, piezas coladas de alta performance con bajo costo de producción.
- Lograr la integración personal a un grupo de investigación, con el fin de aprender las técnicas de caracterización aplicadas y la mecánica de trabajo en un grupo de investigación, con las limitaciones existentes en el sistema nacional de I+D, tanto en lo referido a disponibilidad de medios económicos como técnicos.

4 Revisión bibliográfica

4.1 Fases y microestructuras típicas en aceros al carbono

A presión atmosférica, el hierro puro puede presentar dos formas alotrópicas en función de la temperatura. El hierro- α es estable entre la temperatura ambiente y 910°C , y posee una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc), mientras que a temperaturas superiores y hasta 1390°C , el hierro puro adquiere una estructura cristalina centrada en las caras (fcc) constituyendo el denominado hierro- γ . A partir de los 1390°C , el hierro es de nuevo estable con una estructura bcc, dando lugar al hierro- δ .

La adición de carbono modifica la estructura y el intervalo de temperaturas de estabilidad de las fases del hierro. Estas modificaciones están representadas en el diagrama de equilibrio hierro-carbono (Fe-C), que se muestra en la Fig. 4-1. En la solución sólida de carbono en hierro γ (austenita) los átomos de carbono se distribuyen en posiciones intersticiales de la red fcc. La adición de carbono estabiliza la austenita hasta los 723°C para un acero con contenido en carbono de 0,77% en masa (temperatura y composición eutectoide). Por su parte, la solución sólida de carbono en hierro α (ferrita) tiene una solubilidad máxima del carbono igual a 0,02% en masa. En el diagrama de equilibrio Fe-C se observa que, a la temperatura eutectoide, el grado de enriquecimiento de la austenita es tal que se descompone en una estructura laminar, constituida por ferrita y cementita, denominada perlita. La cementita (θ), por su parte, es un compuesto intersticial de carácter metálico y de fórmula Fe_3C , que cristaliza en el sistema ortorrómbico (Santofimia Navarro, 2006).

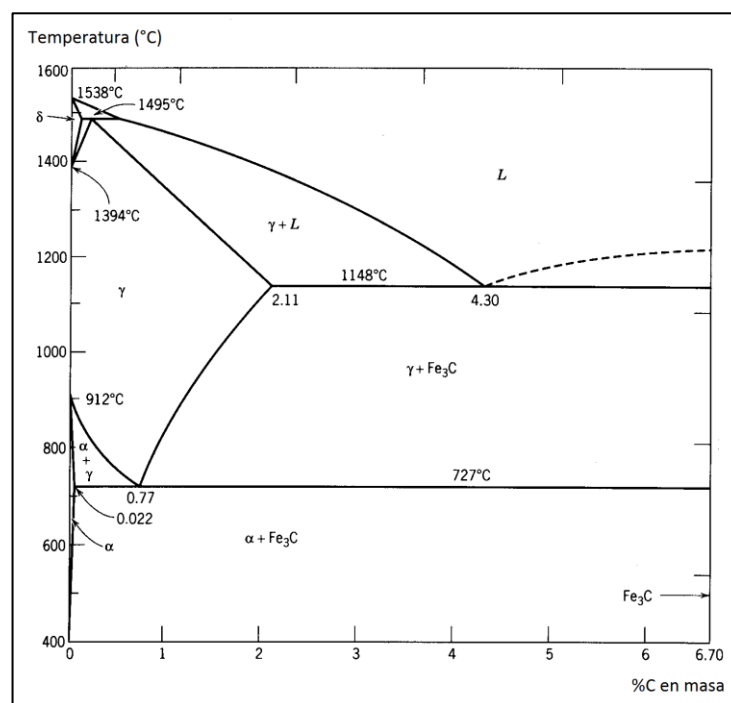


Fig. 4-1: Diagrama Fe-C.

El cambio de estructura cristalina entre austenita y ferrita se puede producir mediante dos mecanismos de transformación bien diferenciados: si se favorece en el material una movilidad atómica suficiente, la estructura cristalina fcc de la austenita puede sufrir una reconstrucción completa a la forma bcc de la ferrita. En este caso, el ordenamiento atómico del cristal original es alterado mediante la rotura de los enlaces que,

a continuación, se reordenan (o reconstruyen) en un nuevo patrón, en lo que se denomina transformación reconstructiva. Sin embargo, si la austenita se enfría rápidamente a una temperatura muy baja, por debajo de los 727°C, la movilidad atómica no es suficiente para posibilitar una transformación reconstructiva. No obstante, la energía libre para la transformación sufre un aumento que permite la formación de una red mediante el movimiento coordinado de átomos a través de la intercara, dando lugar a las transformaciones desplazativas o displacivas.

Para estudiar con más detalle la naturaleza de las transformaciones de fase que tienen lugar en un acero, se puede utilizar como recurso un diagrama Temperatura-Tiempo-Transformación (diagrama TTT), representado en la Fig. 4-2 junto a una porción del diagrama de equilibrio Fe-C. En general, el diagrama TTT de un acero está formado por dos curvas en forma de letra “C” y situadas en un intervalo diferente de temperaturas. La curva C superior representa el tiempo requerido para que se produzca el inicio de las transformaciones reconstructivas a ferrita o perlita, mientras que la inferior corresponde a la formación displacivas de bainita, ferrita acicular o ferrita Widmanstätten. Se observa además una línea horizontal inferior que se corresponde con la temperatura M_s de inicio de la transformación martensítica. Aunque en algunos aceros las dos curvas C pueden solapar, en ocasiones puede observarse una línea horizontal sobre la curva C inferior, que indica la máxima temperatura, T_h , a la cual se puede formar la ferrita por un mecanismo displacivo, ya sea ferrita Widmanstätten, ferrita acicular o bainita. Las estructuras obtenidas mediante transformaciones reconstructivas y displazativas se ilustran en la Fig. 4-3.

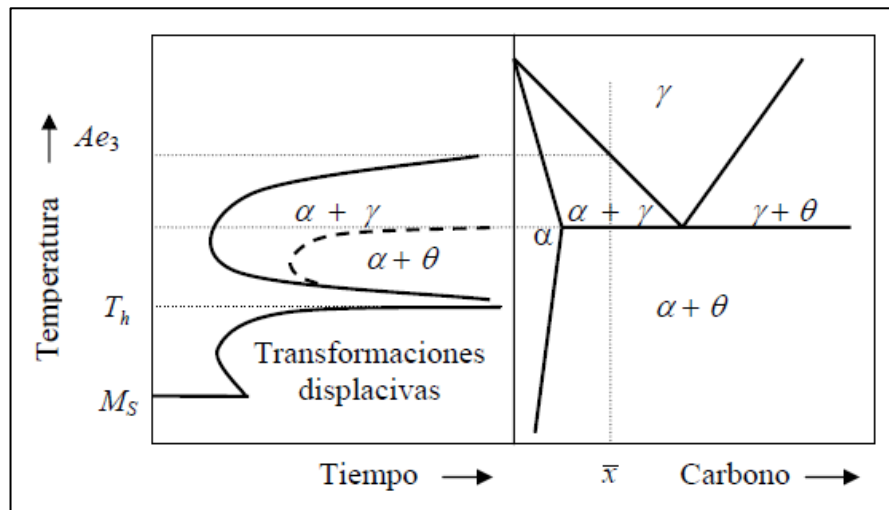


Fig. 4-2: Diagrama TTT en un acero hipoeutectoide con un contenido en carbono x y el correspondiente diagrama de fases.

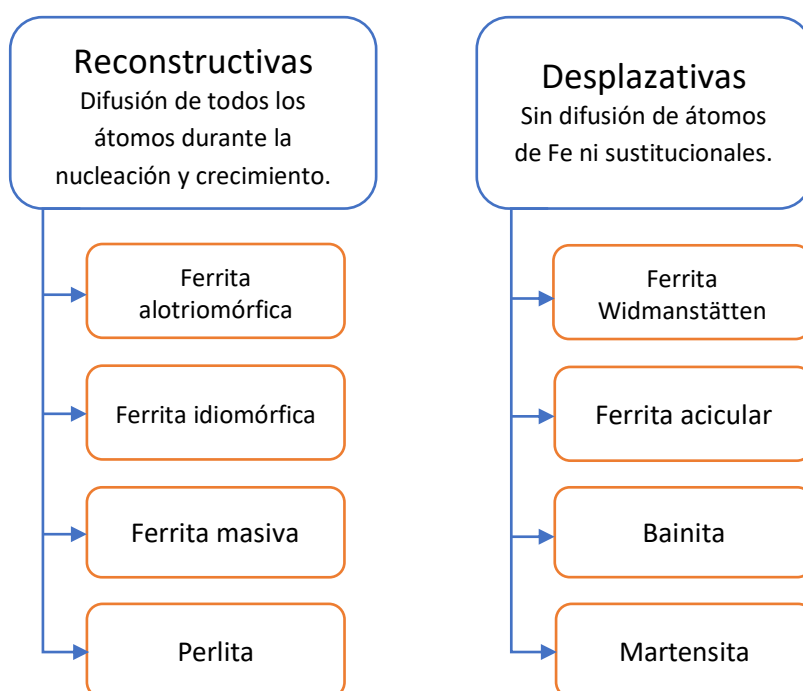


Fig. 4-3: Transformaciones características del acero.

4.1.1 Ferrita

La *ferrita*, en el caso de transformaciones reconstructivas, nuclea mediante un mecanismo de fluctuaciones de fase, nombre asignado a los cambios aleatorios en la estructura cristalina del material como consecuencia de las vibraciones térmicas de los átomos. La ferrita formada mediante un mecanismo reconstructivo puede presentar dos morfologías diferentes, de ferrita alotriomórfica (α_{al}) o de ferrita idiomórfica (α_{id}), las cuales se observan en la Fig. 4-4. La ferrita alotriomórfica nuclea en las fronteras de grano austenítico y tiende a crecer a lo largo de las mismas a una velocidad mayor que en la dirección normal. Por su parte, la ferrita idiomórfica nuclea intragranularmente en inclusiones u otros lugares de nucleación heterogéneos, especialmente cuando el tamaño de grano es grande. Ambas morfologías están esquematizadas en la Fig. 4-5 (Santofimia Navarro, 2006).

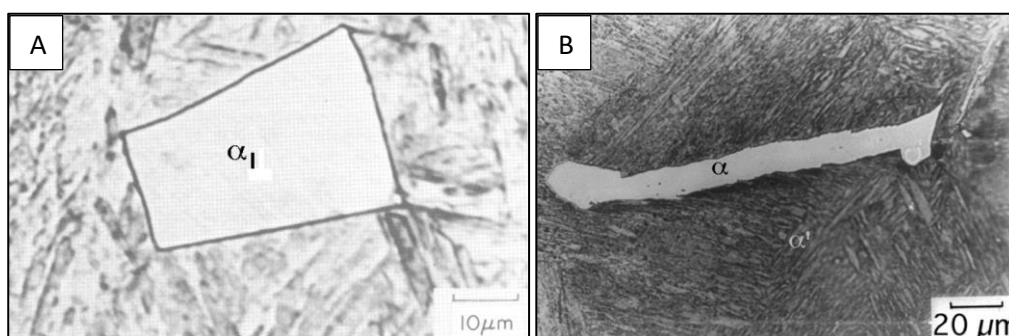


Fig. 4-4: Ferrita idiomórfica (A). Ferrita alotriomórfica (B). (Bhadeshia, 2008)

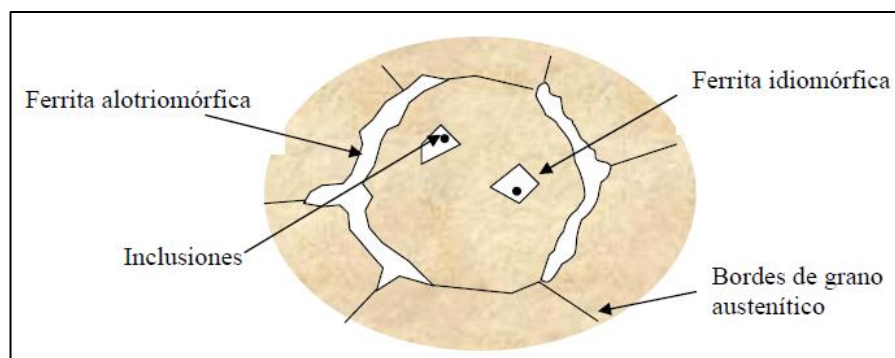


Fig. 4-5: Esquema de la morfología de la ferrita alotriomórfica y la ferrita idiomórfica (Santofimia Navarro, 2006).

4.1.2 Perlita

Otra transformación de fase reconstructiva es la perlítica. La *perlita* presenta una microestructura laminar constituida por ferrita y cementita (Fig. 4-6(A)) y se forma a temperaturas por debajo de la eutectoide, en la que la formación de cementita es favorable. El espaciado interlaminar, representado como S_0 en la Fig. 4-6(B), es un importante parámetro en la caracterización de la transformación cuyo valor decrece a medida que aumenta el grado de subenfriamiento. Los mecanismos que controlan el crecimiento de la perlita dependen del grado de subenfriamiento con el que está ocurriendo la transformación. A bajos subenfriamientos, el mecanismo de crecimiento está controlado por difusión de elementos sustitucionales por la intercara, mientras que a elevados subenfriamientos el crecimiento de la perlita ocurre sin reparto de elementos sustitucionales y es controlado por difusión de carbono en volumen. En este caso, el mecanismo de crecimiento sigue el proceso mostrado en la Fig. 4-6(B). El contenido en carbono de la austenita es mayor cerca de la intercara con la ferrita que en la intercara con la cementita, dando lugar a un gradiente que resulta en una difusión en volumen de carbono desde la primera intercara a la segunda. Este carbono favorece el crecimiento de la cementita, al mismo tiempo que la zona pobre de carbono por delante de la ferrita favorece el crecimiento de ésta.

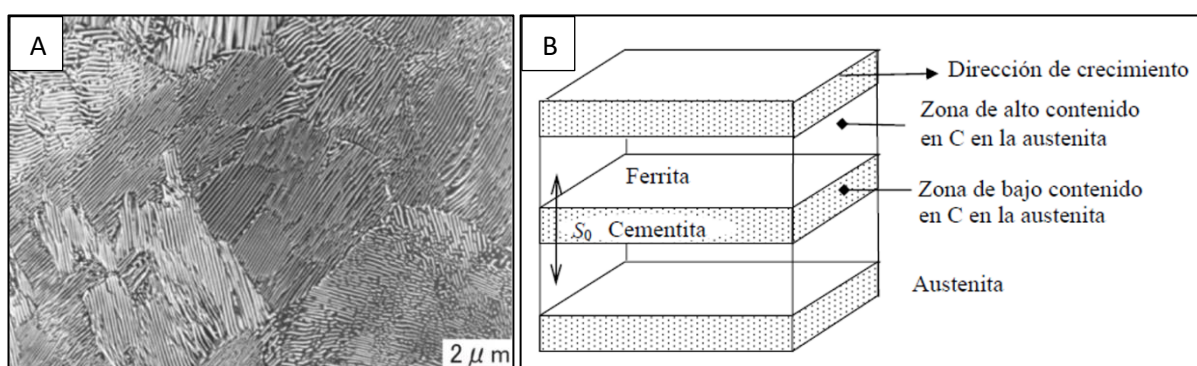


Fig. 4-6. Microestructura perlítica (A) (Bhadeshia, 2008). Modelo de crecimiento de la perlita (B) (Santofimia Navarro, 2006).

4.1.3 Ferrita Widmanstätten

A elevadas temperaturas dentro de la curva C correspondiente a las transformaciones desplazativas en el diagrama TTT, se puede formar la *ferrita Widmanstätten* (α_w) Fig. 4-7(A). La α_w , de estructura cristalina bcc,

adquiere una morfología de placa. Se distinguen dos modos de nucleación, mostrados en la Fig. 4-7(B): la α_w primaria, que nuclea directamente en los bordes de grano austenítico, y la α_w secundaria, nucleada a partir de ferrita alotriomórfica previamente formada.

Debido a que la α_w , de formarse, lo hace en un intervalo relativamente alto de temperaturas, aunque por debajo de la T_h , el subenfriamiento no es suficiente como para soportar la formación de una única placa, por lo que se produce el crecimiento cooperativo de dos placas de α_w que se acomodan mutuamente. Por otra parte, por condición termodinámica se produce durante el crecimiento, la expulsión de carbono desde la α_w hacia la austenita residual. Por ello, la nucleación y el crecimiento tienen lugar en condiciones de paraequilibrio, es decir, sin redistribución de átomos sustitucionales, aunque permitiéndose la difusión de carbono. Precisamente, la difusión en volumen de carbono en la austenita controla el crecimiento de la α_w .

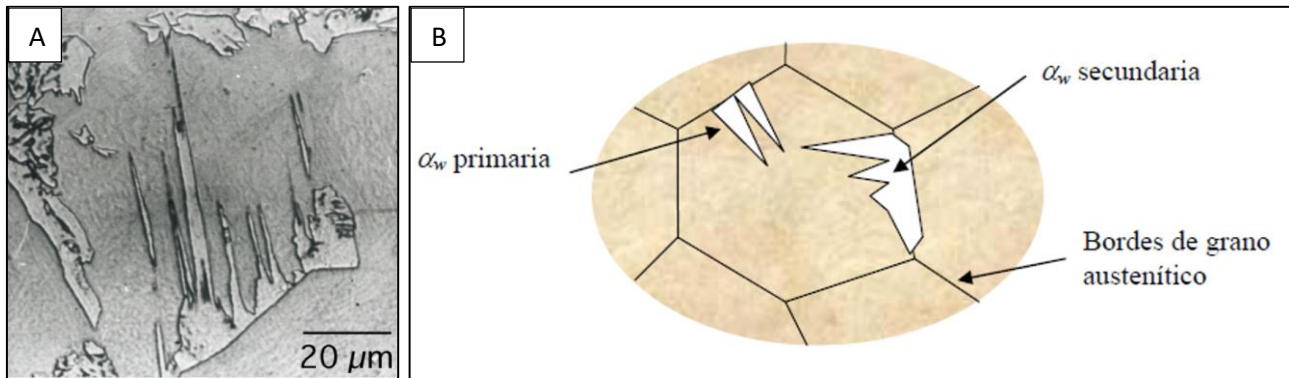


Fig. 4-7: Metalografía de α_w (A) (Bhadeshia, 2008). Esquema de la morfología primaria y secundaria (B) (Santofimia Navarro, 2006).

4.1.4 Bainita y ferrita acicular

La *bainita* Fig. 4-8(A) y la *ferrita acicular* (B) se forman a menores temperaturas que la α_w y por encima de la temperatura M_s . La microestructura de ambas está constituida por unidades de ferrita separadas por cementita, austenita retenida o martensita, en el caso de la bainita, o rodeadas de estas fases, en el caso de la ferrita acicular. La diferencia fundamental entre bainita y ferrita acicular reside en los lugares de nucleación de cada una, pues los mecanismos de transformación son similares. Como se indica en la Fig. 4-8(C), la bainita nuclea en los bordes de grano austenítico, mientras que la ferrita acicular lo hace heterogéneamente en inclusiones no metálicas. En la bainita, las unidades de ferrita, separadas por láminas de cementita, martensita o austenita retenida, se encuentran agrupadas bajo una misma orientación cristalográfica constituyendo lo que se denomina plumas de bainita, mientras que en la ferrita acicular la microestructura se encuentra desorganizada, no existiendo orientación común entre las placas de ferrita (Santofimia Navarro, 2006).

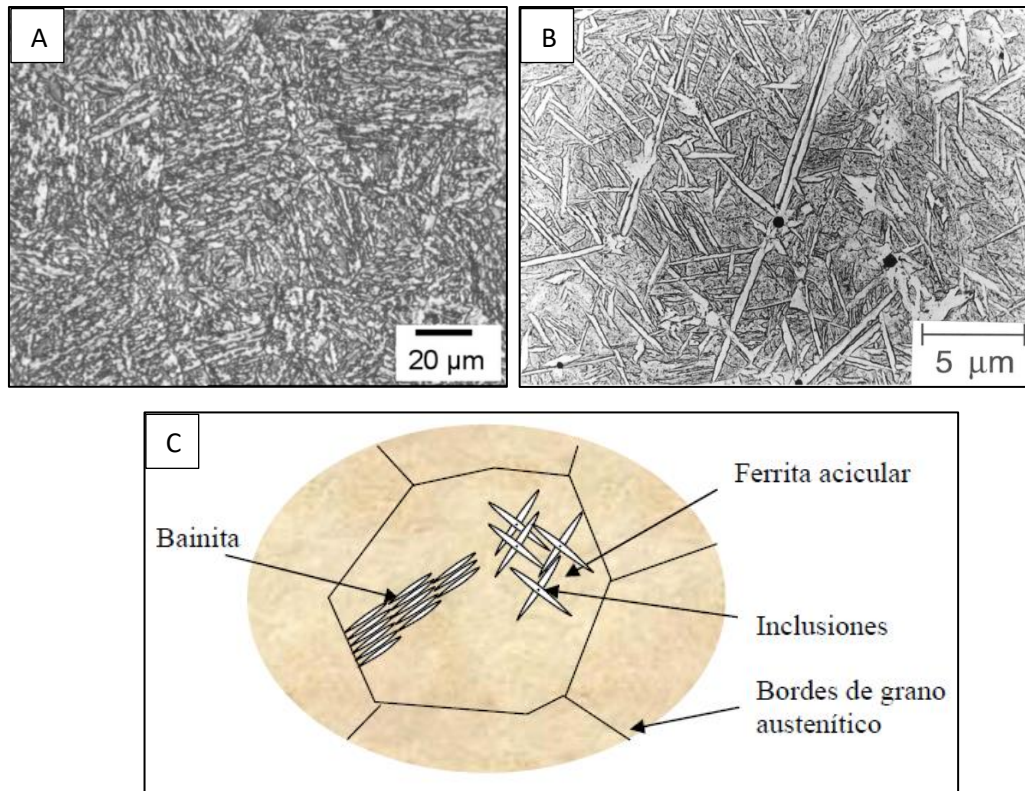


Fig. 4-8: Metalografías de bainita (A) y ferrita acicular (B) (Bhadeshia, 2015). Esquema de la morfología de la bainita y de la ferrita acicular (C) (Santofimia Navarro, 2006).

4.1.5 Martensita

Volviendo a la Fig. 4-2, a temperaturas inferiores a T_h , tienen lugar la formación desplazativa de bainita, ferrita acicular, ferrita Widmanstätten (α_w) y martensita. De todas ellas, la transformación martensítica es la única puramente displaciva, en el sentido de que no involucra difusión de átomos intersticiales ni sustitucionales en ninguno de los estadios de transformación, es decir, no hay difusión de elementos de aleación ni de carbono. Efectivamente, en la transformación martensítica, la nueva estructura cristalina no se produce a partir de la difusión de átomos a larga distancia, sino mediante un movimiento coordinado y ordenado de los átomos hasta conformar el nuevo patrón. Existe, por tanto, una correspondencia de red entre la antigua estructura cristalina y la nueva, característico de las transformaciones displacivas.

Para explicar la nucleación de la *martensita* (Fig. 4-9), se ha propuesto un mecanismo que involucra la disociación espontánea de dislocaciones predeterminadas en defectos que están originalmente presentes en la fase austenita. Como las dislocaciones pueden moverse o deslizarse, el mecanismo no requiere difusión, y la única barrera es la resistencia al deslizamiento de dislocaciones. La nucleación no ocurre hasta que el subenfriamiento es suficiente para soportar los defectos y tensiones asociadas con el proceso de disociación que conduce a la creación de la nueva estructura cristalina. La nucleación de la martensita, al tener lugar mediante disociación de dislocaciones, comienza en imperfecciones estructurales preexistentes en la fase origen, tales como filas de dislocaciones que, en un enfriamiento por debajo de la temperatura M_s disocian en dislocaciones parciales que conducen al suceso de nucleación. Estos defectos no son todos idénticos, ya que varían en magnitud, y su crecimiento en placas es estimulado a diferentes grados de subenfriamiento por debajo de la temperatura M_s . Esto causa el comportamiento clásico observado en las reacciones

martensíticas, en las que la fracción de volumen de martensita varía únicamente con el subenfriamiento por debajo de la M_s .

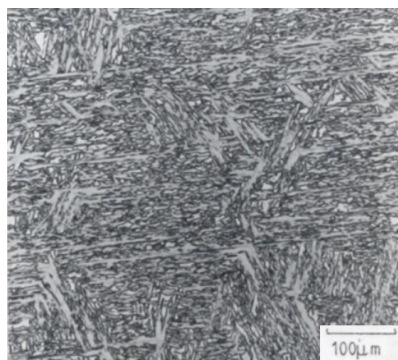


Fig. 4-9: Martensita de un acero de bajo carbono (Bhadeshia, 2008).

4.2 Aceros de ultra alta resistencia

Los aceros avanzados de ultra alta resistencia (*AHSS por Advanced high strength steels*) son aceros que tienen una microestructura formada por diferentes fases en dominios muy pequeños: pueden contener ferrita, martensita, bainita y austenita retenida en cantidades variadas. En general, estos aceros poseen composiciones químicas similares, sin embargo, son sometidos a diferentes tipos de tratamientos térmicos, obteniendo así distintas microestructuras y comportamientos mecánicos. La principal característica de estos aceros es que, comparados con los aceros convencionales (ferríticos, perlíticos, templados y revenidos), tienen una mayor capacidad de endurecimiento por deformación o trabajado en frío. Esto permite aumentar la resistencia mecánica y tenacidad de la pieza de acero sin reducir su conformabilidad, e incluso aumentarla, al resistir mejor la estricción localizada durante su conformado. Esto se contrapone a los aceros convencionales, en los cuales un aumento de su resistencia implica una disminución de su tenacidad y ductilidad. La buena combinación de resistencia y conformabilidad de los aceros AHSS se consigue gracias a la combinación controlada de fases estables y metaestables en una microestructura fina (Edmonds, 2010). Entre los principales tipos de aceros avanzados de ultra alta resistencia se destacan los aceros Maraging, los microaleados, Dual Phase, TRIP, Bainíticos libres de Carburos y los Q&P (Quenched and Partitioned).

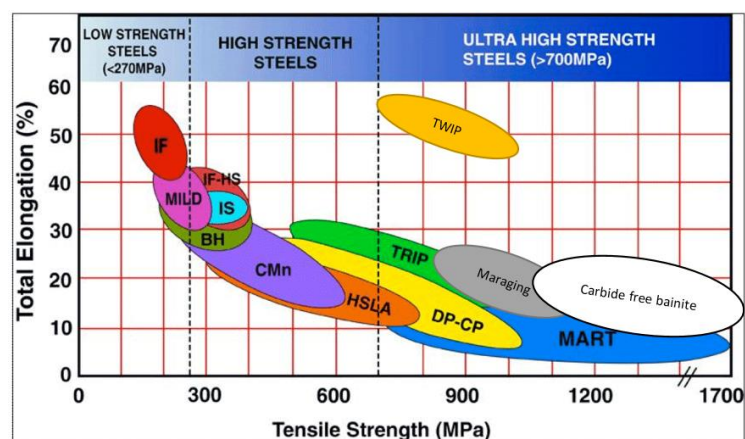


Fig. 4-10: Propiedades mecánicas típicas de diversos tipos de aceros.

Como se observa en la Fig. 4-10, los aceros AHSS permiten obtener un gran abanico de propiedades mecánicas, destacándose los Martensíticos y los Bainíticos libres de Carburos (ABLC por sus siglas en español o CFBS por sus siglas en inglés) por su elevada tensión de fluencia y los TWIP por su elevada deformación a la rotura. A continuación, se detalla de manera resumida las principales características de los principales aceros AHSS.

4.2.1 Aceros Microaleados (HSLA por High Strength Low Alloy)

Este tipo de aceros posee mejores propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión que los aceros al carbono convencionales. Tienen un contenido de carbono entre 0.05% y 0.25% para mantener la conformabilidad y la soldabilidad. Otros elementos de aleación incluyen hasta un 2.0% de manganeso y pequeñas cantidades de cobre, níquel, niobio, vanadio, cromo, molibdeno, titanio, calcio, tierras raras, y zirconio. El cobre, titanio, vanadio y niobio son agregados para incrementar la resistencia. Estos elementos tienen por objeto alterar la microestructura de los aceros al carbono, la cual es generalmente una mezcla de ferrita y perlita, para producir una dispersión muy fina de carburos en una matriz casi pura de ferrita. La Fig. 4-11 muestra la microestructura de aceros HSLA aleados con titanio y zirconio, mostrando grandes precipitados de estos elementos (Skobir, 2011). La presencia de los carburos elimina el efecto de reducción de la tenacidad provocado por la perlita, aunque manteniendo e incrementando la resistencia del material mediante el refinamiento del tamaño de grano.

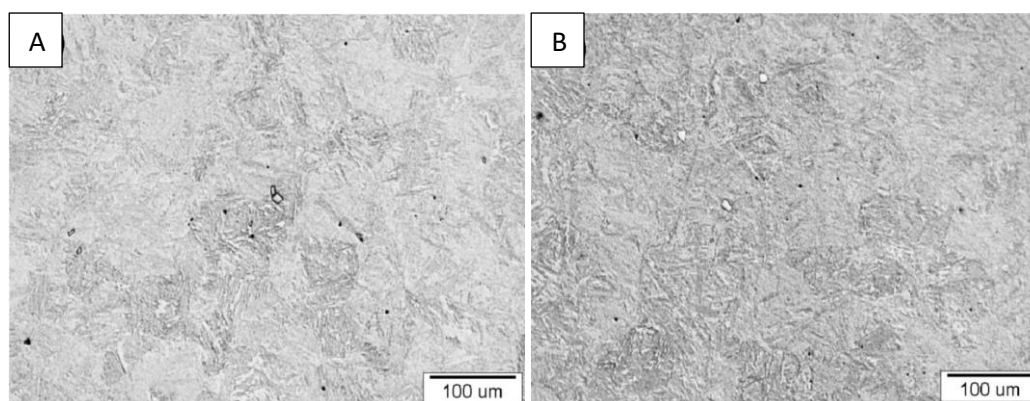


Fig. 4-11: HSLA aleado con titanio (A) y zirconio (B), mostrando grandes precipitados de estos elementos (Skobir, 2011).

Por otro lado, el cobre, silicio, níquel, cromo y fósforo son agregados para incrementar la resistencia a la corrosión, mientras que el zirconio, calcio y las tierras raras se utilizan para controlar la forma de las inclusiones de sulfuros, que disminuyen la conformabilidad.

Existe una gran variedad de aceros HSLA que poseen diversas propiedades, con valores de resistencia de hasta 900 MPa, tensión de fluencia de hasta 600 MPa, elongación total de hasta 30%, energía de impacto de 60 J (en ensayos realizados a -45°C), etc. Las aplicaciones de los aceros HSLA incluyen oleoductos y gasoductos, construcción y maquinaria agrícola, tanques de almacenamiento y vagones de ferrocarril, barcas y dragas, puentes en alta mar, torres de transmisión de energía, etc. (Davis, 2001).

4.2.2 Aceros Maraging

Los aceros maraging son un tipo especial de aceros de ultra alta resistencia, ya que virtualmente no poseen carbono en su composición química (concentración menor a 0.03%). Estos aceros son aleaciones Fe-Ni, aleados adicionalmente con cobalto, molibdeno, titanio, y otros elementos. Un ejemplo típico es una aleación base hierro con 17-19% Ni, 7-9% Co, 4.5-5% Mo y 0.6-0.9% Ti. Aleaciones de este tipo son templadas para obtener una microestructura martensítica y luego revenidas o “recocidas” durante varias horas. El recocido resulta en un fuerte endurecimiento por precipitación debido a la formación de compuestos intermetálicos en la martensita, que se encuentra sobresaturada de elementos aleantes. Por analogía con el endurecimiento por precipitación en aluminio, cobre y otras aleaciones no ferrosas, este proceso ha sido denominado envejecimiento (*ageing*), y como la estructura inicial es martensita, estos aceros han sido llamados Maraging.

La resistencia mecánica de los aceros maraging oscila entre 1500 y 2300 MPa, con valores de elongación de hasta 17%. En comparación con aceros al carbono martensíticos, los aceros maraging muestran, para la misma tensión de fluencia, un aumento substancial de la resistencia a la fractura frágil. Al realizar el tratamiento térmico para obtener la máxima resistencia, la ductilidad y tenacidad al impacto disminuyen levemente, pero siguen siendo elevados si se los compara con aceros convencionales. Por ejemplo, han sido reportados valores de 2000 MPa de tensión de rotura, 1900 MPa de tensión de fluencia, 12% de elongación y valores de K_{Ic} (tenacidad a la fractura) de 65 MPa·m^{0.5} (Sha, 2009). La elevada ductilidad de la matriz y la alta dispersión de precipitados intermetálicos uniformemente distribuidos son responsables de una elevada resistencia a la fractura.

Los aceros maraging son bastante singulares, de hecho, son utilizados para el uso específico en programas militares y programas espaciales, especialmente en trenes de aterrizaje y accesorios de alas. También son utilizados en prensas de extrusión y mandriles en la producción de tubos, engranajes, etc (Sha, 2009).

4.2.3 Aceros Dual Phase

Los aceros Dual Phase (DP) son aceros de bajo carbono, aleados típicamente con manganeso y silicio y poseen una matriz ferrítica que contiene una fracción variable de fase martensítica y/o bainítica de alta dureza. La Fig. 4-12(A) muestra la microestructura de un acero DP constituida por ferrita (fase blanca) y martensita (fase marrón). La ferrita es generalmente continua, aportando una excelente ductilidad, mientras que la martensita o bainita aportan dureza y resistencia mecánica. Este tipo de aceros se obtiene mediante un austenizado intercrítico (por debajo de la temperatura A_3) y un temple o austempering posterior, tal como se muestra en la Fig. 4-12(B). Cuando estos aceros se conforman, la deformación se concentra en la fase ferrítica blanda, rodeando las islas de martensita o bainita, generando una alta tasa de endurecimiento por deformación para estos materiales. Esto sumado a un excelente alargamiento a la rotura, provee a estos aceros de una mayor resistencia a la tracción que aceros convencionales con similar límite de fluencia.

Por otro lado, la microestructura típica de los aceros DP genera un aumento de la tensión de fluencia sin presentar una pérdida de ductilidad en comparación a los aceros ferríticos. En comparación con los aceros martensíticos, los DP poseen menor resistencia mecánica, pero presentan un mayor rango de aplicaciones debido a su alta conformabilidad y endurecimiento por deformación (Edmonds, 2010). Por ejemplo, un acero ferrítico-martensítico puede lograr una tensión de rotura de 736 MPa, una tensión de fluencia de 441 MPa y elongación total de 27.5% (Ashrafi, 2017).

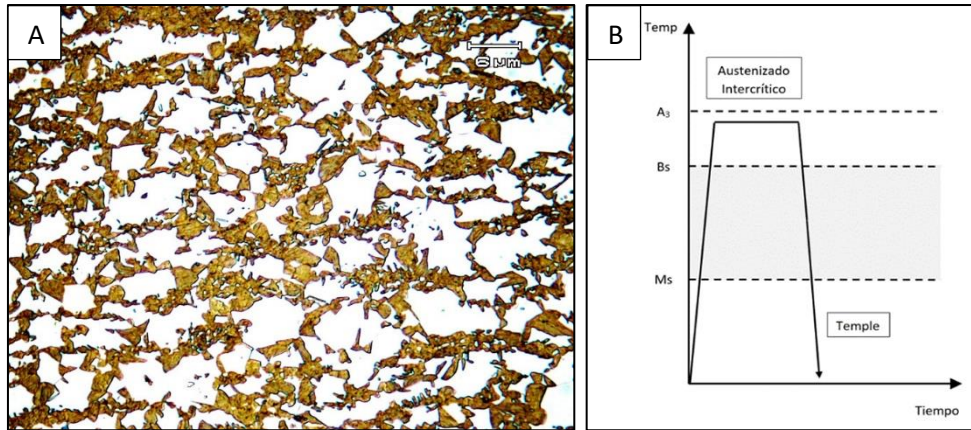


Fig. 4-12: Microestructura de un acero DP (A). Tratamiento térmico para obtener aceros DP (B).

Debido a la combinación de alta resistencia, buena conformabilidad y alto endurecimiento por deformación, además de la capacidad de absorber una gran cantidad de energía durante el impacto, los aceros DP son generalmente usados en la industria automotriz para la fabricación de piezas relacionadas a la seguridad, como por ejemplo paragolpes, vigas de impacto lateral, rieles, etc.

4.2.4 Aceros TRIP (TRansformation-Induced Plasticity)

En los años 60 Zackay y sus colaboradores desarrollaron aceros austeníticos de alto contenido de aleantes (típicamente, 0.3%C, 8%Cr, 7-24%Ni, 4%Mo, 2%Si) que presentaban altos valores de ductilidad y formabilidad, debido a que durante la deformación del material la austenita transformaba a martensita (efecto TRIP, proveniente de *TRansformation-Induced Plasticity*). Sin embargo, a pesar de ser un trabajo novedoso, este tipo de aceros tuvo poco éxito hasta que se utilizó el concepto TRIP en chapas de acero de bajo carbono para la industria automotriz. En este caso se utilizaron aceros de mucho menor contenido de aleantes (0.3%C, 1%Mn, 1.5%Si), austenizados intercríticamente (en el campo bifásico $\alpha+\gamma$, tal como los aceros Dual Phase) y austemperados, tal como indica el esquema de la Fig. 4-13(B). La microestructura final consiste en ferrita libre y bainita libre de carburos con una fracción de austenita retenida metaestable, incluso pueden presentar martensita, como muestra la Fig. 4-13(A) (De Cooman, 2004). Durante los ensayos, este tipo de material tiene un comportamiento similar al descrito por Zackay, desarrollando un aumento de la ductilidad debido a la transformación de austenita metaestable en martensita debido al efecto de la deformación (Edmonds, 2010). De esta manera, es posible lograr un material con una tensión de rotura de aproximadamente 1200 MPa y 25% de elongación total (Xie, 2017).

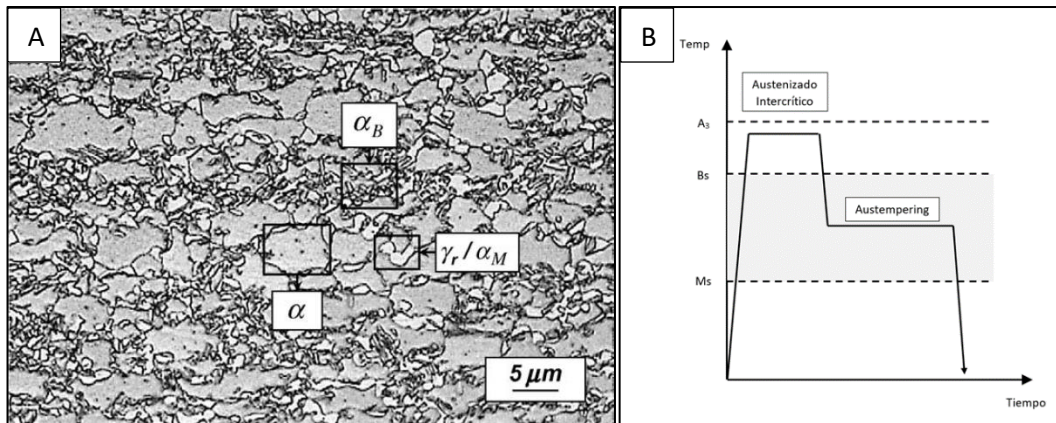


Fig. 4-13: Acero TRIP (A) (De Cooman, 2004). Ciclo térmico para la obtención de aceros TRIP (B).

Los aceros TRIP son muy utilizados para la fabricación de partes en la industria automotriz, por ejemplo, bastidores, refuerzos, barras del techo, soportes de motor, marco de asientos, etc.

4.2.5 Aceros Q&P (Quenched and Partitioned)

Los aceros Q&P (*Quenched and Partitioned*) son aceros que también poseen austenita retenida en su microestructura, pero en vez de ser bainíticos como los mencionados anteriormente, poseen una microestructura martensítica. Este tipo de aleaciones tiene una composición química similar a los aceros bainíticos libres de carburos, sin embargo, su tratamiento térmico es diferente (Fig. 4-14(A)): luego de ser austenizado (completa o parcialmente), el acero es rápidamente llevado a una temperatura entre M_s y M_F , para realizar un temple interrumpido resultando en una microestructura martensítica y un porcentaje de austenita residual que no ha transformado. La cantidad relativa de cada una de estas fases depende de la temperatura del temple. Luego del mismo, se realiza otro tratamiento isotérmico llamado “particionado”, en el cual el carbono excedente de la martensita parte hacia la austenita, estabilizándola a temperatura ambiente mediante su enriquecimiento en carbono. La temperatura de particionado puede ser igual a la temperatura de temple (Q&P de una etapa) o superior (Q&P de dos etapas). Para retener el carbono en solución es necesario evitar la precipitación de carburos en la martensita, lo cual se realiza mediante la incorporación de al menos 1.5% de silicio en la composición química de los aceros. El resultado de este tratamiento térmico es una microestructura consistente en martensita revenida (libre de carburos) y austenita retenida. La Fig. 4-14(B) muestra films de austenita retenida entre listones de martensita (*lath martensite*) correspondiente a un acero SAE 9260 templado a 195°C y particionado a 250°C (De Moor, 2017).

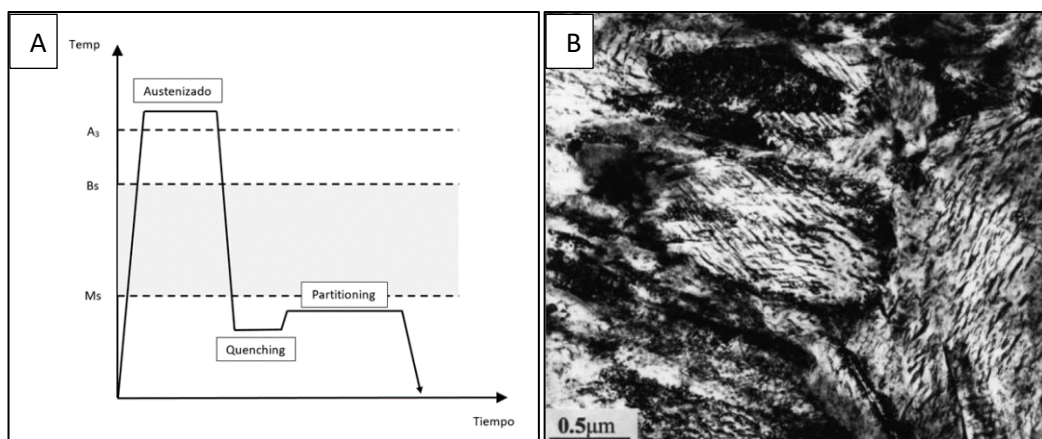


Fig. 4-14: Ciclo térmico para obtener aceros Q&P (A). Microestructura de un acero Q&P (B) (De Moor, 2017).

4.2.6 Aceros Bainíticos libres de carburos

Como se ha mencionado en la introducción del presente trabajo, la bainita libre de carburos ha sido aceptada como una variante de la bainita y consiste en subunidades de ferrita bainítica (normalmente en forma de placas) y austenita retenida, tal como muestra la Fig. 4-15 (Caballero, 2002). En ambas imágenes, la fase oscura es ferrita bainítica, mientras que la fase más clara es austenita retenida. Esta última permanece estable a temperatura ambiente debido a dos factores: en primer lugar, el alto contenido de silicio en estos aceros retarda la precipitación de carburos en la austenita, evitando así que se transforme en bainita convencional (ferrita + cementita); por otro lado, el carbono reyectado por las subunidades de ferrita enriquecen la austenita, estabilizándola a temperatura ambiente y evitando su transformación a martensita. Este tipo de microestructuras se obtiene mediante tratamientos térmicos de austempering o mediante enfriamiento continuo controlado, al igual que la bainita convencional.

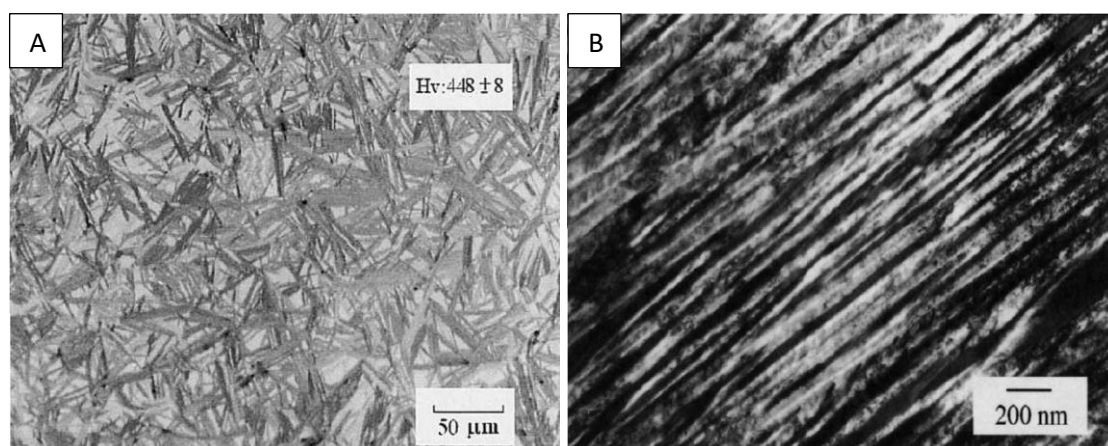


Fig. 4-15: Acero bainítico libre de carburo obtenido a 300°C (A) y a 200°C (B) (Caballero et. al. 2002).

El interés sobre este tipo de aceros podría ser atribuido a los trabajos realizados por Henemann en la década del 60, en los cuales la presencia de austenita retenida en la microestructura permitió realizar un mejor estudio de la morfología y cristalografía en el mecanismo de transformación bainítica (Edmonds, 2010). El mejor entendimiento de la bainita, que surgió consecuentemente luego de posteriores investigaciones en el área, contribuyó al surgimiento de un gran interés comercial en este tipo de microestructuras. A pesar de

que aún había algunas cuestiones sin definir en cuanto a los mecanismos de transformación, a partir de entonces ha sido posible diseñar microestructuras apropiadas para satisfacer algunas necesidades específicas.

La Tabla 4-1 muestra los rangos típicos de composición química de aceros bainíticos libres de carburos reportados en la literatura. Cabe destacar que los niveles de aleantes en general son bajos, excepto por el silicio y, en algunas ocasiones, el carbono. Las propiedades obtenibles en los ABLC son similares a las que caracterizan a aceros de alta performance, como los Maraging. Sin embargo, su principal ventaja es que dichas propiedades pueden alcanzarse sin recurrir al uso de cantidades importantes de elementos de aleación, indispensables para la obtención de otros grados de alta resistencia. Este aspecto es particularmente relevante a nivel industrial, dado el elevado costo que presentan los elementos de aleación típicos en los últimos años (en especial el níquel, molibdeno y cobre).

Tabla 4-1: Rango de composición química de aceros bainíticos libres de carburos.

Carbono	Silicio	Cromo	Manganeso	Níquel	Molibdeno
0.3-1%	1.5-3%	0-1.5%	0.6-2%	0-0.5%	0-0.25%

Como ya se ha mencionado, este trabajo de tesis doctoral se centra en la obtención de microestructuras bainíticas libres de carburos a partir de aceros colados de alto silicio. Por tal razón, en los próximos capítulos de la revisión bibliográfica, se detallarán muchos aspectos relacionados con este tipo de aceros.

4.2.7 Discusión sobre aceros de ultra alta resistencia

La tendencia actual de la industria siderúrgica a nivel mundial es el desarrollo de aceros que combinen alta resistencia mecánica y elevada ductilidad con bajos costos relativos. Sin lugar a dudas los aceros avanzados de ultra alta resistencia son capaces de ofrecer al mercado una gran combinación de propiedades mecánicas a precios razonablemente bajos, ya que este tipo de aceros posee un bajo contenido de elementos aleantes. Gran parte de estos aceros poseen elevados porcentajes de silicio, el cual suprime la precipitación de carburos durante las transformaciones y permite obtener microestructuras con austenita retenida enriquecida en carbono. Esto lleva a un aumento simultáneo de resistencia mecánica y tenacidad-ductilidad en comparación a los aceros tradicionales, como los ferríticos, perlíticos y martensíticos.

Actualmente, si bien existe un alto grado de conocimiento sobre los AHSS, las variantes de composiciones químicas, técnicas y parámetros de procesamiento que se pueden utilizar a la hora de diseñar estos aceros, hace factible e interesante el estudio de los mismos. En este sentido, la División Metalurgia de INTEMA se interesó en el estudio de microestructuras bainíticas libres de carburos obtenidas a partir de aceros colados de alto silicio, ya que se cree que estas microestructuras tienen gran potencial para ser utilizadas en la fabricación de piezas coladas de distintas industrias, comúnmente fabricadas con otros aceros de mayor costo.

4.3 Aceros con microestructura bainítica

Como se mencionó en el punto 3, entre los objetivos generales de esta tesis se incluye mejorar el conocimiento general de los aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos. Para obtener las microestructuras deseadas y lograr un buen control sobre las mismas, es mandatorio realizar una extensiva revisión bibliográfica al respecto. En este capítulo se revisarán temas de vital importancia para este trabajo, entre los que se destacan: transformación bainítica, el fenómeno de reacción incompleta, el rol del silicio en la transformación bainítica, el efecto de la temperatura y los elementos de aleación, etc. Algunos conceptos serán desarrollados para bainita en general, mientras que otros serán específicos de bainita obtenida a partir de aceros de alto silicio.

4.3.1 Introducción

Bain and Davenport fueron los primeros en identificar una microestructura bainítica en el año 1930, la cual fue obtenida mediante tratamientos isotérmicos partiendo desde una matriz austenítica. Cuando la temperatura era lo suficientemente baja, observaron que la ferrita y la cementita no crecían como láminas paralelas (como en la perlita) sino que adquirían una forma irregular tipo “listón”. En su momento, reportaron el descubrimiento de un “agregado acicular” que al ser atacado se volvía oscuro, se formaba en el rango de temperaturas entre el de la perlita y la martensita y era diferente a estas microestructuras. En aquel entonces, llamaron a esta microestructura “martensita – troostita”, aunque luego recibió el nombre de “bainita” en honor a Bain. Algunas de las microestructuras obtenidas en aquel momento por Bain and Davenport se muestran en la Fig. 4-16 (Fielding, 2013).

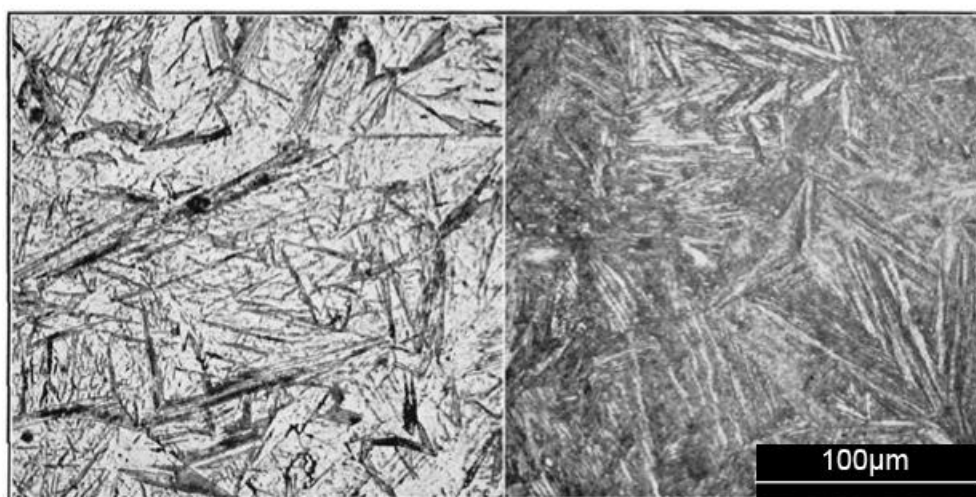


Fig. 4-16: Primeras metalografías de una microestructura bainítica, obtenidas en 1930 (Fielding, 2013).

Sin dudas, de todas las descomposiciones de la austenita, la transformación bainítica ha sido y sigue siendo aún la menos comprendida de todas. Aún en la actualidad se sigue debatiendo acerca del carácter de la transformación bainítica, en lo que se denomina “*The Bainite Controversy* (La controversia de la Bainita)”, que enfrenta dos teorías. La primera involucra una transformación con difusión controlada, es decir, una transformación reconstructiva en la cual la cementita y la ferrita crecen simultánea y cooperativamente, resultando en la formación y propagación de “listones”. La segunda teoría, que en la actualidad es la más

aceptada, está relacionada con una transformación de carácter desplazativo. En este caso, como se detallará más adelante, se explica la formación de la bainita mediante la nucleación autocatalítica y crecimiento sucesivo de subunidades. Las subunidades de ferrita bainítica crecen sobresaturadas en carbono, provocando una relajación plástica de la austenita circundante y luego expulsan el carbono excedente hacia la austenita (Fielding, 2013).

Según explica Caballero (2012), las razones principales que dificultan el entendimiento completo de la transformación bainítica son los distintos mecanismos de transformación y la gran diversidad microestructural que surgen al utilizar aceros con diferentes composiciones químicas. Esto da lugar a que sea difícil encontrar una definición de bainita que englobe todos los mecanismos de reacción y morfologías observadas. En este sentido, la mejor definición de bainita es “microestructura consistente en agregados no laminares de ferrita y cementita, que puede contener martensita y/o austenita retenida y se forma a partir de la austenita a temperaturas intermedias entre las de la transformación perlítica y martensítica” (definición adaptada de definiciones encontradas en las referencias Bhadeshia (2015) y Rementeria (2017)).

A lo largo de muchos años, los aceros bainíticos no pudieron superar la performance de aquellos templados y revenidos, ya que las grandes partículas de cementita producían una fragilización del material, razón por la cual la bainita tuvo poco éxito comercial durante algunas décadas. Sin embargo, el panorama cambió cuando en los años 60, Henemann y sus colaboradores notaron que la precipitación de carburos durante la transformación bainítica era suprimida en aceros con alto contenido de silicio (Edmonds, 2010). Esto permitió obtener microestructuras compuestas por ferrita y austenita retenida, lo cual justificó realizar un mejor estudio de la morfología y cristalografía en el mecanismo de transformación bainítica. El mejor entendimiento de la bainita, que surgió consecuentemente luego de posteriores investigaciones en el área, contribuyó al surgimiento de un gran interés comercial en este tipo de microestructuras. A pesar de que aún había algunas cuestiones sin definir en cuanto a los mecanismos de transformación, a partir de entonces ha sido posible diseñar microestructuras apropiadas para satisfacer algunas necesidades específicas.

4.3.2 Tratamiento térmico de austempering

La bainita se obtiene comúnmente mediante ciclos térmicos de austemperado o austemperizado (*austempering*). Este tratamiento térmico es esquematizado en la Fig. 4-17. En primer lugar, se realiza un austenizado completo por encima de la temperatura A_3 , para lograr una microestructura completamente austenítica. Luego, las piezas son llevadas rápidamente a la temperatura de austempering para realizar un tratamiento isotérmico, que generalmente se realiza en un baño de sales. Este medio permite extraer rápidamente el calor del acero y evitar transformaciones de alta temperatura. En este sentido, es excluyente que el acero tenga suficiente austemperabilidad (concepto que se desarrollará más adelante), para evitar transformaciones de fase indeseadas (como por ejemplo perlita) en el enfriamiento desde la temperatura de austenizado hasta la temperatura de austempering.

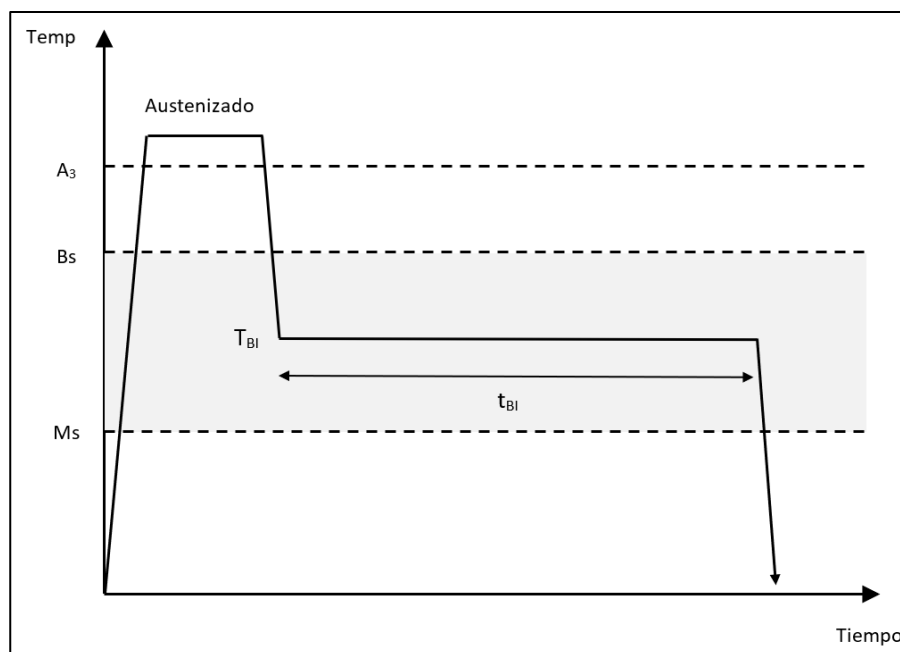


Fig. 4-17: Tratamiento térmico de austempering.

Una vez que el acero se encuentra a la temperatura de austempering (T_{BI} por temperatura de baño isotérmico), se desarrolla la transformación bainítica en un tiempo determinado (t_{BI}). La T_{BI} es de vital importancia en la transformación bainítica, en el sentido que modifica la cinética de transformación, la morfología de la bainita y, consecuentemente, las propiedades mecánicas del acero. El rango de temperaturas de austempering está necesariamente delimitado por las temperaturas B_s (temperatura de inicio de transformación bainítica) y M_s (temperatura de inicio de transformación martensítica). Tratamientos térmicos por encima de B_s conducirían a microestructuras con fases de alta temperatura (ferrita, perlita), mientras que tratamientos térmicos por debajo de M_s llevarían a la formación de una microestructura mixta compuesta por una fracción de martensita y bainita. Ambas temperaturas (M_s y B_s) dependen exclusivamente de la composición química del acero, especialmente de su contenido de carbono y, por lo tanto, el rango de temperaturas en el cual se puede realizar el austempering varía según el acero a tratar. Por lo general, la temperatura de austempering se sitúa entre los 200 y 500°C.

Cabe aclarar que también es posible obtener microestructuras bainíticas mediante enfriamiento continuo (Caballero, 2009). Sin embargo, este tipo de tratamiento térmico no será tenido en cuenta durante el desarrollo de esta tesis.

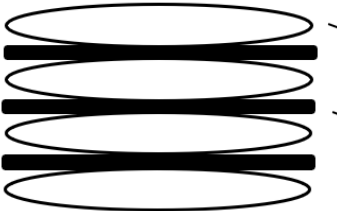
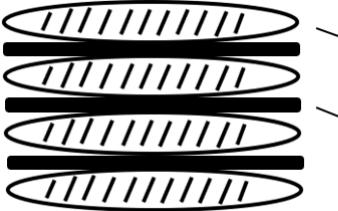
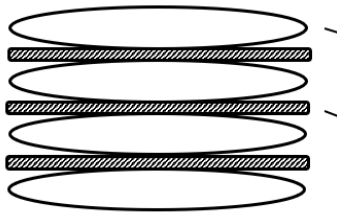
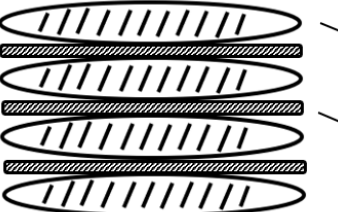
4.3.3 Morfologías de la bainita obtenida mediante ciclos térmicos de austemperado

La complejidad de la microestructura bainítica ha dado lugar a la existencia de una multitud de terminologías para representar su morfología, lo que ha llevado a cierta confusión. Sin embargo, la comunidad científica coincide en diferenciar dos tipos de bainita. La bainita superior se forma a altas temperaturas dentro del intervalo de temperaturas [$B_s - M_s$] y se caracteriza por no tener carburos dentro de las subunidades de ferrita. Esto ocurre debido a la alta difusión de carbono, que permite que el mismo sea expulsado de la ferrita. Por otro lado, cuando la temperatura de transformación es menor, la difusión de carbono es limitada y

pequeños precipitados de cementita se forman dentro de las subunidades de ferrita. Esto ocurre pues el carbono no tiene suficiente movilidad para escapar de las subunidades de ferrita (Santofimia Navarro, 2006).

En el caso de aceros de alto silicio (mayor a 1.5%), la precipitación de carburos es suprimida durante transformaciones isotérmicas. En este caso, el carbono reyectado por las subunidades de ferrita bainítica enriquece la austenita circundante, pudiendo estabilizarla parcial o completamente a temperatura ambiente, obteniendo austenita retenida y/o martensita. En el caso de bainita superior, la inhibición de la precipitación de carburos, en aceros de alto silicio, ocurre tanto en la ferrita como en la austenita, dando lugar a la “bainita libre de carburos”. Sin embargo, en el caso de la bainita inferior, la precipitación de carburos no puede ser suprimida en las subunidades de ferrita bainítica, dando lugar a la “bainita nanoestructurada, NANOBAIN, bainita de baja temperatura, etc”. La Tabla 4-2 muestra esquemas de las distintas morfologías de bainita, mientras que la Fig. 4-18 muestra sus metalografías (Rementería, 2013).

Tabla 4-2: Morfologías de la bainita obtenida mediante tratamientos isotérmicos.

	Alta temperatura de austemperizado	Baja temperatura de austemperizado
Aceros de bajo silicio	 <p>Subunidades de ferrita</p> <p>Cementita</p>	 <p>Subunidades de ferrita con cementita</p> <p>Cementita</p>
	Bainita superior	Bainita inferior
Aceros de alto silicio	 <p>Subunidades de ferrita</p> <p>Austenita retenida y/o martensita</p>	 <p>Subunidades de ferrita con cementita</p> <p>Austenita retenida y/o martensita</p>
	Bainita libre de carburos	Bainita nanoestructurada

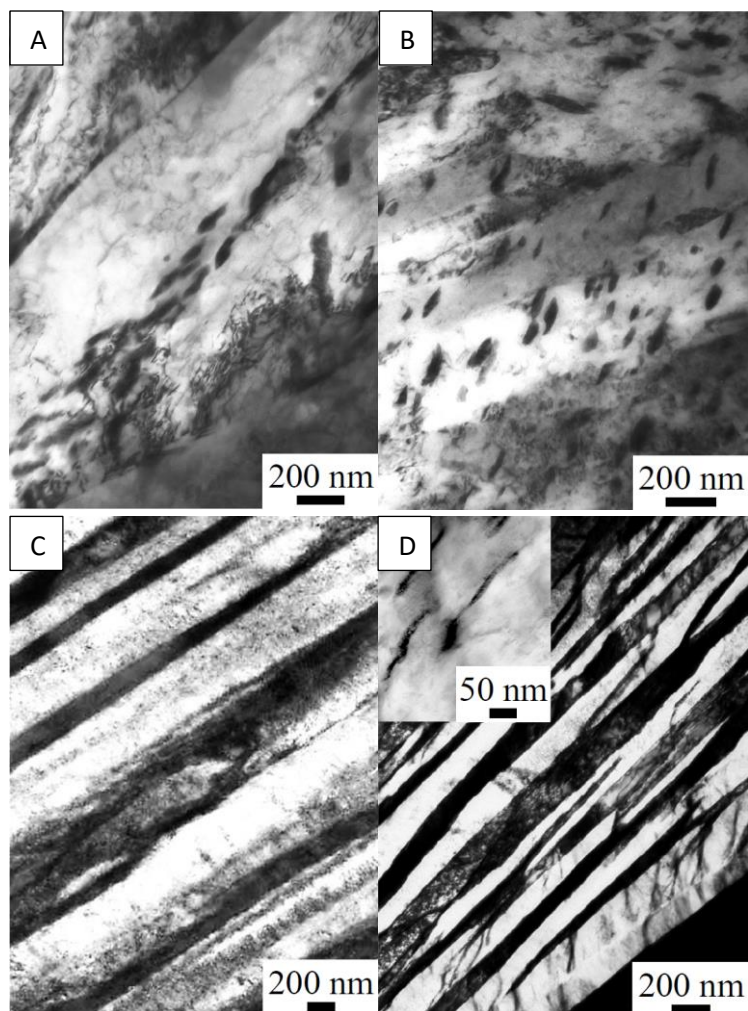


Fig. 4-18: Bainita superior (A). Bainita inferior (B). Bainita libre de carburos (C). Nanobainita (D) (Rementeria, 2017).

4.3.4 Transformación bainítica

Como se ha mencionado anteriormente, la transformación bainítica es la menos comprendida entre las transformaciones que sufren los aceros. Los procesos que ocurren durante la transformación bainítica dependen de la temperatura de transformación, del contenido de carbono y de los elementos de aleación presentes en los aceros. De esta manera, no existe una única manera de explicar la transformación bainítica que englobe todos los procesos observados (Rementeria, 2017). Sin embargo, para el desarrollo de esta tesis se adoptará la descripción de la transformación bainítica más aceptada en los dos centros de investigación más importantes en cuanto al estudio actual de microestructuras bainíticas: el CENIM (Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas) en Madrid (liderado por F.G. Caballero) y la Universidad de Cambridge (cuyo máximo referente es H.K.D.H. Bhadeshia).

Para explicar la cinética de transformación bainítica, se utilizará un modelo propuesto por Bhadeshia, basado en la teoría desplazativa, que define a la formación de bainita como un proceso secuencial, a diferencia de la perlita, en el cual el crecimiento de ferrita y cementita es acoplado. Un esquema del modelo propuesto se muestra en la Fig. 4-19. En primer lugar, una subunidad de ferrita nuclea en borde de grano austenítico, ya que esa es la zona más reactiva del material. Luego, la subunidad crece adifusionalmente e inmediatamente después, expulsa carbono hacia la austenita circundante, en un proceso denominado

“partición”. La nucleación de nuevas subunidades ocurre en la punta de la subunidad previamente formada, así como también en borde de grano austenítico. El proceso continúa mediante la nucleación y crecimiento de nuevas subunidades de ferrita, dando lugar a la formación de un “plumín” de bainita, que es un conjunto de subunidades interconectadas que comparten una dirección cristalográfica (Bhadeshia (2015), Rementeria (2017)).

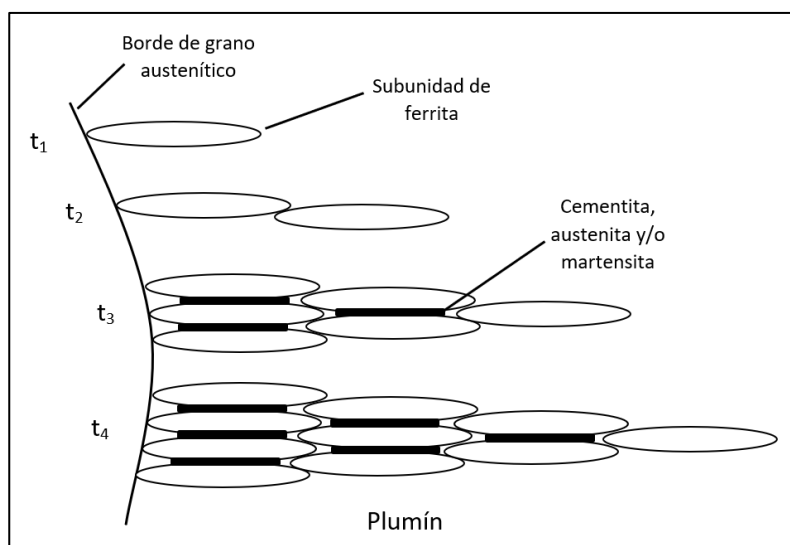


Fig. 4-19: Esquema de crecimiento de la bainita.

La transformación bainítica sucede, de acuerdo al modelo adoptado, en condiciones de paraequilibrio. Esto significa que hay difusión de carbono, el cual es particionado luego del crecimiento de las subunidades de ferrita, pero no hay redistribución de elementos de aleación. Esto ocurre pues los elementos de aleación (Si, Mn, Cr, Mo, etc) son de carácter sustitucional, es decir, reemplazan a los átomos de hierro en la red cristalina. En contrapartida, los átomos de carbono tienen mucho menor tamaño y son de carácter intersticial, lo cual les otorga una movilidad significativamente mayor. La Fig. 4-20 muestra la distancia recorrida (en nanómetros) durante 1 hora por algunos elementos a dos temperaturas dentro del intervalo típico de transformación bainítica. Es posible observar que, en el mejor de los casos, los átomos recorren 1 nanómetro por cada hora de tratamiento isotérmico. Teniendo en cuenta que las placas de ferrita bainítica tienen un espesor de 20-40 nm, la difusión de los elementos de aleación es insignificante (Bhadeshia, 2015).

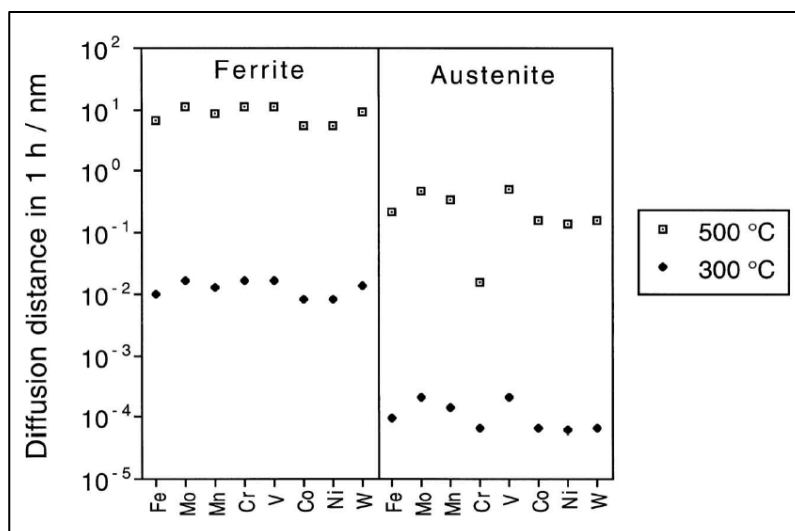


Fig. 4-20: Difusión de algunos elementos a dos temperaturas típicas de transformación bainítica (Bhadeshia, 2015).

La nucleación de subunidades de ferrita bainítica ocurre por la disociación espontánea de dislocaciones presentes en la austenita a partir de la cual se forma, de manera similar a lo que ocurre con la formación de martensita. Las subunidades de ferrita bainítica (α_B) pueden adquirir morfología de listón o de placa (Fig. 4-21(A)). La morfología de placa tiende a formarse a bajas temperaturas y a altas concentraciones de carbono y, en general, cuando la austenita madre presenta alta resistencia. Este tipo de morfología es la más comúnmente observada en bibliografía. Algunos estudios han demostrado que las placas de ferrita bainítica, luego de la transformación, contienen entre 0.16 y 0.19%C (Morales-Rivas, 2016) e incluso 0.35%C (García-Mateo, 2005). Estos valores son entre 8 y 20 veces superiores a la máxima solubilidad de carbono en la ferrita dada por el diagrama de equilibrio Fe-C. La razón de esto es que la ferrita bainítica tiene una estructura tetragonal, similar a la de la martensita, que le permite disolver altas cantidades de carbono y tener una dureza mucho mayor que la ferrita proeutectoide (Morales-Rivas, 2016).

La formación de una subunidad de ferrita provoca una deformación en la austenita circundante (como muestra la Fig. 4-21(B)), debido a la diferencia de densidad entre estas fases provocada por el cambio de una red cristalina fcc de la austenita a una red bcc de la ferrita. El efecto de la deformación plástica es el de frenar, por efecto de tensiones de fricción, el crecimiento de las placas de ferrita antes de encontrarse con algún obstáculo, razón por la cual dichas placas generalmente tienen un tamaño menor al del grano austenítico del cual provienen. Además, debido a que la resistencia de la austenita depende de la temperatura a la que se encuentre, el tamaño de las subunidades de ferrita estará directamente ligado a la temperatura de transformación: la bainita obtenida a menor temperatura se forma a partir de una austenita más fuerte, conduciendo a placas de ferrita más pequeñas y, por lo tanto, a una microestructura más fina (Santofimia Navarro, 2006).

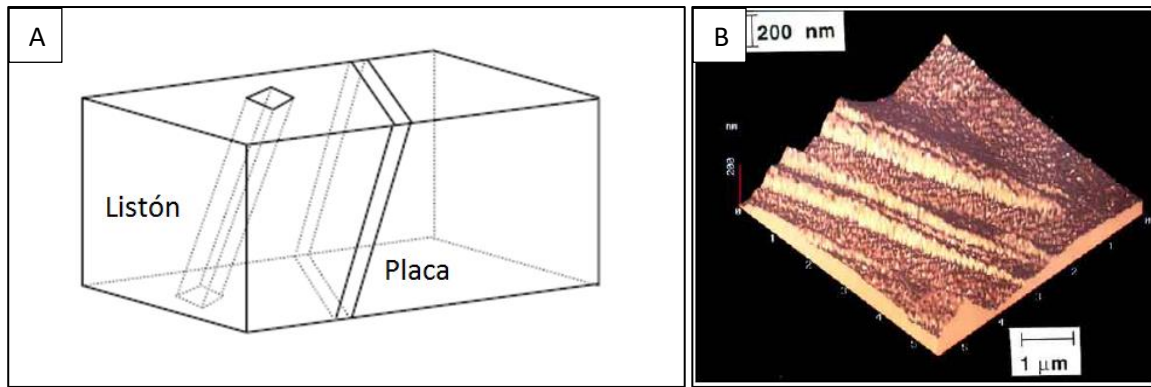


Fig. 4-21: Esquema de las morfologías que puede adquirir una subunidad de bainita (A). Desplazamientos que aparecen en la formación de una subunidad de bainita (B).

La transformación continúa, formando nuevas subunidades de ferrita bainítica, que luego de su crecimiento expulsan carbono hacia la austenita circundante, enriqueciéndola progresivamente en carbono mientras que el cambio de energía libre sea favorable. La formación de una nueva subunidad de ferrita ocurre generalmente en la punta de otra y no a los costados, dando lugar a lo que se denomina una “pluma”, que es un conjunto de placas de ferrita bainítica que comparten una orientación cristalográfica. Las placas de ferrita dentro de una pluma son subunidades interconectadas tridimensionalmente, razón por la cual comparten orientación cristalográfica. La parte más gruesa de una pluma corresponde al sitio donde la primera subunidad de ferrita nucleó y creció, siendo éstos generalmente bordes de grano austenítico. La Fig. 4-22(A) muestra la morfología de una pluma obtenida en un acero Fe-0.43C-2Si-3Mn transformado parcialmente. Además, en la Fig. 4-22(B) se muestra un esquema de la misma (Bhadeshia, 2015).

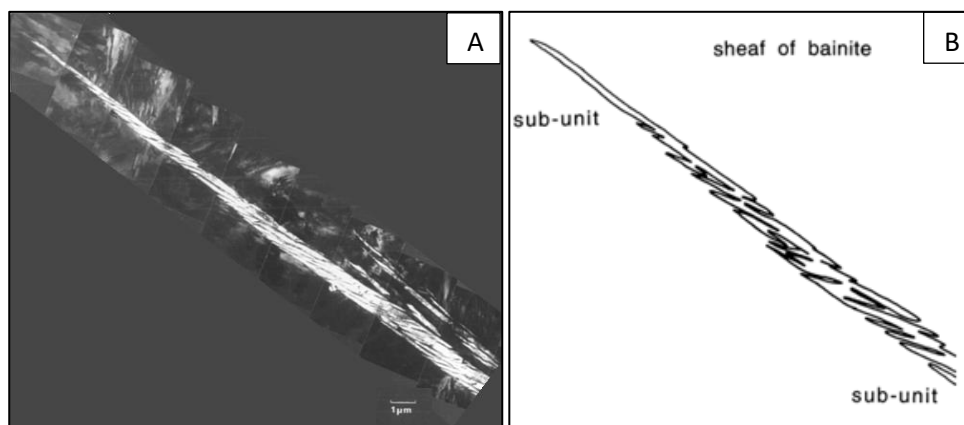


Fig. 4-22: Imagen obtenida por TEM de una pluma de bainita (A). Esquema de una pluma de bainita (B) (Bhadeshia, 2015).

4.3.4.1 Fenómeno de reacción incompleta

Mediante el uso de diferentes técnicas experimentales tales como la dilatometría, la resistividad eléctrica, medidas magnéticas y, por supuesto, mediante la observación metalográfica, se ha comprobado en un amplio grupo de aceros que existe una temperatura bien definida, conocida como B_s , por encima de la cual no se puede formar bainita. La cantidad de bainita que se forma a temperaturas inferiores a la temperatura B_s aumenta a medida que disminuye la temperatura de transformación y, para una temperatura de

transformación dada, aumenta de forma sigmoïdal con el tiempo hasta alcanzar un valor asintótico, el cual no cambia en tratamientos prolongados, incluso cuando quedan cantidades sustanciales de austenita sin transformar. La transformación cesa de esta forma antes de que la austenita alcance el equilibrio (línea A_{e3} de la Fig. 4-23) debido al fenómeno de reacción incompleta (Santofimia Navarro, 2006).

A medida que nuclean nuevas placas de ferrita, éstas reyectan el carbono excedente a la austenita y la transformación continúa, por lo tanto, las nuevas subunidades de ferrita nuclean a partir de una austenita más enriquecida en carbono. Cuando el contenido en carbono de la austenita residual es tal que se cumple que $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$ (la austenita y la ferrita tienen la misma energía libre), la transformación cesa, pues se impide la formación adifusional de una nueva subunidad de ferrita bainítica. Para una composición química determinada, a cada temperatura de transformación le corresponde una cantidad máxima de concentración en carbono de la austenita residual de acuerdo con la condición termodinámica $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$. La línea T_0 es la representación de estas temperaturas frente a los contenidos en carbono máximos correspondientes a una composición química determinada, como se muestra en la Fig. 4-23. Si se tiene en cuenta la energía de deformación asociada a la transformación bainítica (400 J/mol) en el cálculo de la energía libre de la ferrita, la curva de energía libre de Gibbs es desplazada a valores de temperatura ligeramente mayores, y la condición $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$ tiene lugar a una concentración en carbono menor que si no se considera dicha energía de deformación. La línea T_0 en este caso se desplaza a concentraciones algo menores, constituyendo la denominada línea T_0' .

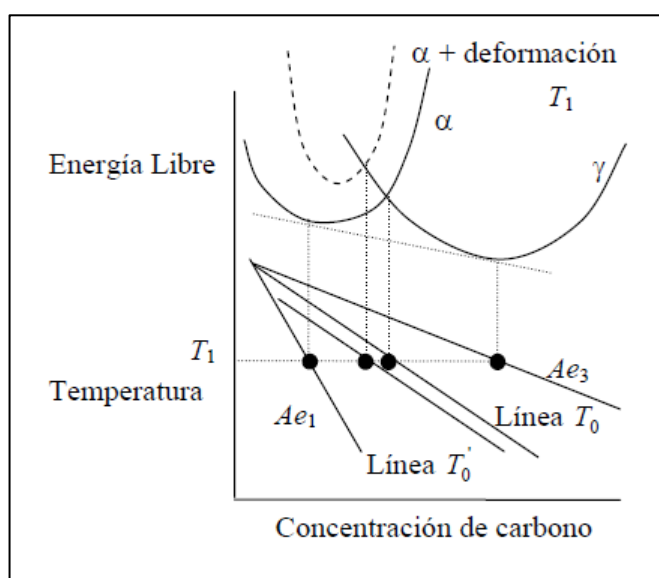


Fig. 4-23: Esquema de las líneas T_0 y T_0' .

Existen programas que permiten calcular la posición de T_0 , T_0' y A_{e3} (entre otros). Especialmente se destaca el software desarrollado por Bhadeshia y Peet, denominado "MAP_STEEL_MUCG83" (www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg83.html). La Fig. 4-24 muestra las curvas T_0 , T_0' y A_{e3} calculadas mediante este software y los valores de contenido de carbono de la austenita residual calculados mediante difracción de rayos X (DRX) para varias temperaturas y composiciones químicas (Caballero, 2012). La figura muestra que el contenido de carbono de la austenita al final de la transformación es cercano a la línea T_0' , verificando el concepto de fenómeno de reacción incompleta.

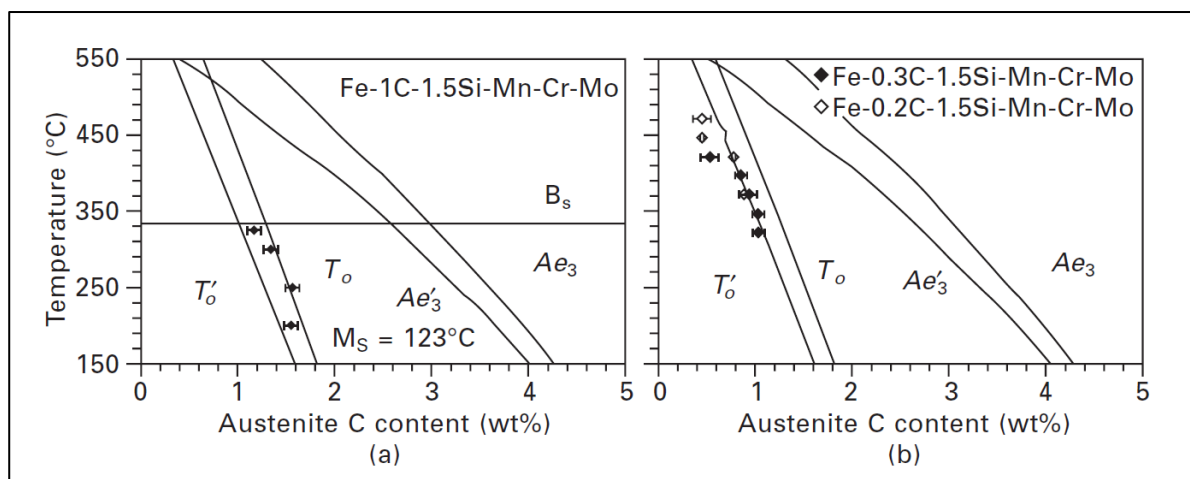


Fig. 4-24: Líneas T_0 , T_0' y A_{e3} calculadas y contenido de carbono de la austenita residual medida por DRX para varios aceros y temperaturas (Caballero, 2012).

De acuerdo a lo explicado, la línea T_0' establece el límite para la transformación bainítica. La Fig. 4-25 muestra, a modo de ejemplo, el avance de la transformación bainítica de un acero con un contenido de 0.4%C, a 350°C. El eje de las abscisas indica la concentración de carbono de la austenita. Cuando la reacción comienza, la austenita tiene el contenido de carbono nominal del acero ($X_0 = 0.4\%$). A medida que la transformación avanza, como ya se ha mencionado, las subunidades de ferrita expulsan carbono a la austenita y ésta se enriquece progresivamente. La transformación continúa hasta que la concentración en carbono de la austenita alcanza la línea T_0' ; a partir de allí no hay fuerza impulsora para la transformación de austenita en ferrita y la reacción se detiene.

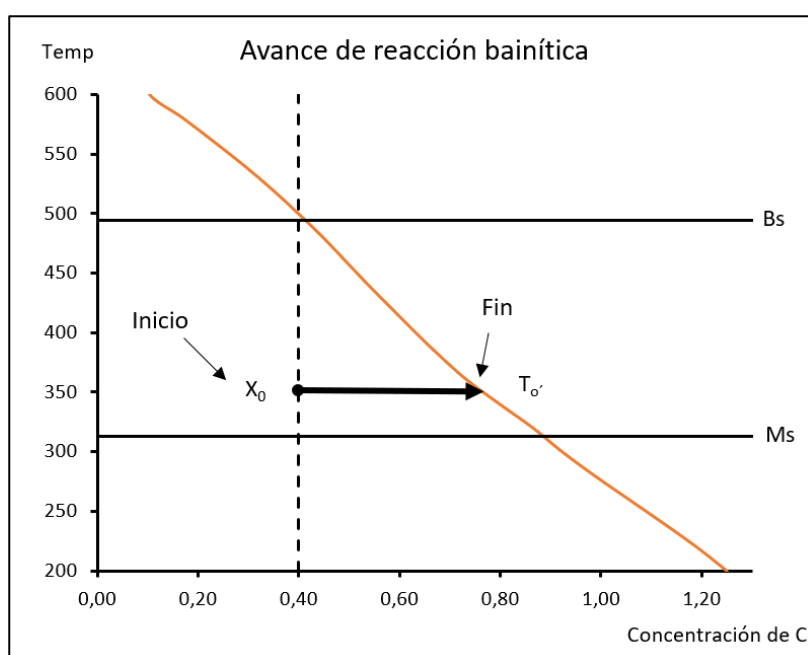


Fig. 4-25: Avance de la reacción bainítica en un acero con 0.4%C a 350°C.

4.3.4.2 Precipitación de carburos

De acuerdo a Bhadeshia (2015), los carburos han sido los responsables de la poca utilización comercial de aceros bainíticos convencionales durante muchos años. Los carburos presentes en estos aceros presentan relativamente gran tamaño, lo que da lugar a una fragilización del material. Durante varias décadas, estas aleaciones no han podido superar la performance de los aceros templados y revenidos, que presentan, a diferencia de los aceros bainíticos, una distribución fina y dispersa de carburos a lo largo de su microestructura.

En esta sección, se hará mención a la precipitación de carburos en la bainita superior, que ocurre a partir de la sobresaturación de carbono en la austenita (recordar que la bainita superior no presenta carburos dentro de las subunidades de ferrita). Los carburos más comunes en aceros bainíticos son cementita (Fe_3C), aunque también se han observado otro tipo de carburos (carburos K, ϵ , η , c, etc), cuyo estudio no forma parte de este trabajo.

A medida que se desarrolla la transformación bainítica, la austenita se enriquece en carbono, como se ha mencionado. La condición termodinámica para que ocurra la precipitación de carburos se satisface cuando la concentración de carbono en la austenita excede el valor de solubilidad dado por el límite extrapolado del campo de fases $\gamma/(\gamma + \theta)$ (donde γ es austenita y θ es cementita). Esto se ilustra en la Fig. 4-26(A), donde la zona gris indica la coexistencia de austenita y cementita (Bhadeshia, 2015). En este sentido, cuando la temperatura de transformación es menor a T_c , la transformación bainítica trae aparejada la precipitación de carburos a partir de la austenita.

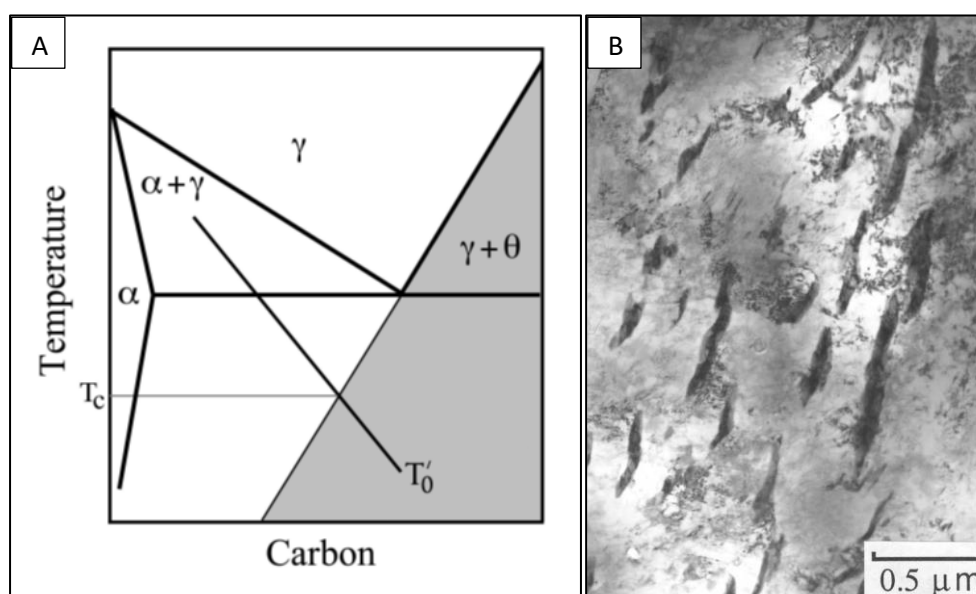
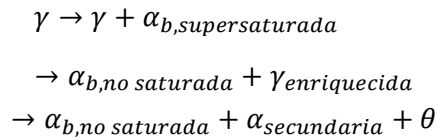


Fig. 4-26: Condición termodinámica para que la cementita precipite desde la austenita (A). Listones de cementita entre las placas de ferrita (Bhadeshia, 2015) (B).

La precipitación de cementita es un proceso ajeno a la formación de ferrita bainítica, es decir, no interfiere con la nucleación y crecimiento de las subunidades de ferrita, ya que ocurre luego de los mismos. Sin embargo, la precipitación de cementita reduce significativamente la concentración de carbono de la austenita residual, dando lugar a la formación de nuevas subunidades de ferrita (ferrita secundaria). Este proceso continúa hasta consumir toda la austenita, resultando en una microestructura compuesta únicamente por las

fases de equilibrio que indica el diagrama Fe-C: ferrita y cementita. Las etapas involucradas en la transformación bainítica son las mostradas en la Ecuación 4-1 (Bhadeshia, 2015).

Ecuación 4-1: Etapas de la transformación bainítica



Generalmente, las partículas de cementita en bainita superior son paralelas a las placas de ferrita bainítica y con morfología de listón (Fig. 4-26(B)). Además, la precipitación de carburos también ocurre en borde de grano austenítico. Debido a que estas zonas son muy reactivas, se favorece la nucleación heterogénea y las partículas de cementita tienden a ser gruesas, lo cual afecta notablemente las propiedades mecánicas, especialmente la tenacidad de aceros de alta resistencia (Bhadeshia, 2015).

4.3.4.3 El rol del silicio como inhibidor de la precipitación de carburos

Las partículas de cementita presentes entre las placas de ferrita bainítica en los aceros bainíticos convencionales perjudican enormemente las propiedades de tenacidad y ductilidad del acero. El descubrimiento de que el silicio (y el aluminio) son capaces de inhibir la precipitación de la cementita durante la transformación bainítica ha sido crucial en el desarrollo de nuevos aceros bainíticos con propiedades mecánicas mejoradas. El uso de estos elementos aleantes causa un significativo retraso en la cinética de precipitación de carburos, por lo tanto, el carbono expulsado por las subunidades de ferrita durante la transformación bainítica queda atrapado en la austenita. Esto da lugar a un mayor enriquecimiento progresivo de la austenita residual a medida que avanza la transformación. Cuanto más enriquecida en carbono se encuentre la austenita, menor es su temperatura M_s asociada, de modo que un enriquecimiento adecuado puede estabilizar la austenita residual a temperatura ambiente, obteniéndose austenita retenida. La microestructura resultante es ferrita + austenita enriquecida en carbono, a diferencia de la bainita convencional que consiste en ferrita + cementita (Santofimia Navarro, 2006).

Los aceros bainíticos libres de carburos tienen un gran potencial, Bhadeshia (2015) destaca los siguientes aspectos:

- La cementita es responsable del inicio de fracturas en aceros de alta resistencia. Su ausencia podría conducir a microestructuras más resistentes a fallas por clivaje y a la formación de huecos.
- La resistencia de la microestructura depende del tamaño de las placas de ferrita, las cuales tienen un ancho menor a 1 μm . Teniendo en cuenta que el ancho de las placas es el que determina la distancia para el deslizamiento de dislocaciones, el tamaño de grano efectivo es menor a 1 μm . Este valor es imposible de alcanzar mediante otro tipo de procesamiento.
- Una transformación adecuada de austenita retenida a martensita por efecto de la deformación (efecto TRIP) provoca un aumento de la ductilidad de la microestructura.

Este tipo de microestructuras puede ser obtenido en aceros con un bajo contenido de aleantes, el único requerimiento, en cuanto a composición química se refiere, es que el contenido de silicio sea mayor a 1.5%.

El silicio tiene una solubilidad despreciable en la cementita, la cual sólo puede crecer a partir de la austenita si se permite la rápida reyección del mismo (desde la cementita hacia la austenita) durante el crecimiento, para lo cual es necesario una elevada temperatura que permita su difusión. Sin embargo, la bainita es comúnmente obtenida mediante transformaciones isotérmicas que se realizan en un rango de temperaturas (200-500°C) en el cual la movilidad de los átomos es limitada, especialmente aquellos de carácter sustitucional, como el caso del silicio. Esto provoca que el silicio quede atrapado en el frente de crecimiento de la cementita en condiciones de paraequilibrio, reduciendo dramáticamente el cambio de energía (ΔG) asociado a la precipitación, con la correspondiente reducción de la cinética de reacción. La Fig. 4-27(A) muestra la disminución de $|\Delta G|$ cuando el acero posee silicio en su composición química, en comparación a un acero sin silicio, siendo $|\Delta G|$ el cambio de energía asociado a la formación de cementita en un minuto. Además, la Fig. 4-27(B) muestra curvas de tiempo-temperatura-precipitación de la cementita para un acero Fe-1.2C-Si-1.5Mn (% en peso) con diferentes contenidos de silicio. Es posible observar que un contenido de 1.5% de silicio puede retardar horas e incluso días la precipitación de la cementita en el rango de temperaturas utilizadas normalmente (Caballero, 2012).

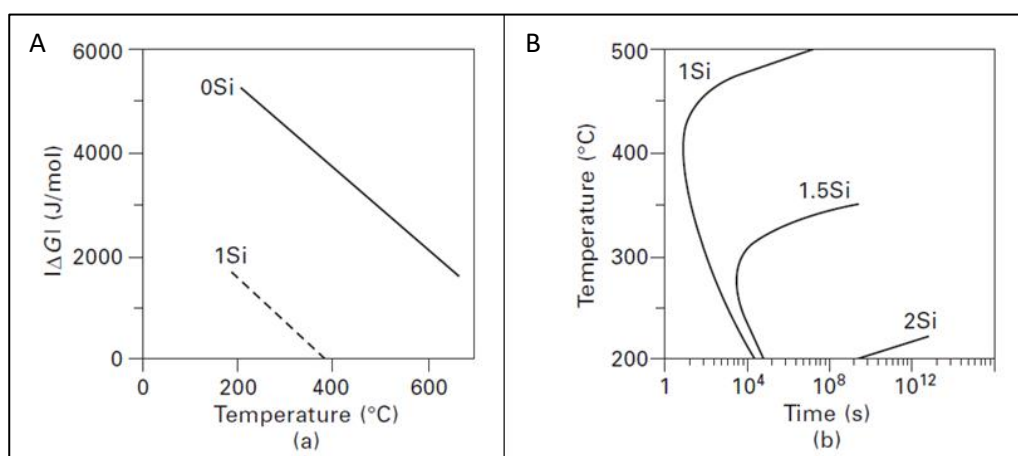


Fig. 4-27: Cambio de energía libre asociado a la precipitación de cementita desde la austenita en condiciones de paraequilibrio (A). Diagrama de tiempo-temperatura-precipitación de cementita en un sistema Fe-1.2C-Si-1.5Mn (wt%) (B).

4.3.5 Cinética de reacción bainítica libre de carburos

Como se ha mencionado, la transformación bainítica comienza con la nucleación de subunidades de ferrita bainítica, generalmente con morfología de placas, en borde de grano austenítico. El crecimiento de las subunidades es adifusional hasta alcanzar un tamaño determinado, que es proporcional a la temperatura de transformación. Inmediatamente después del crecimiento adifusional, se produce la reyección de carbono desde la ferrita bainítica hacia la austenita. Según explica Bhadeshia (2015), el crecimiento de nuevas subunidades ocurre preferencialmente en la punta de las subunidades previamente formadas, dando lugar a la formación de plumas de bainita. A medida que la transformación continúa, la austenita residual aumenta progresivamente su contenido en carbono. Finalmente, la transformación se detiene cuando la concentración de carbono de la austenita residual alcanza la composición dada por la línea T_0 , que depende de la composición química del acero y define la condición en la cual la austenita y la ferrita tienen la misma energía libre. De esta manera, la línea T_0 define la máxima cantidad de ferrita bainítica en la microestructura.

La Fig. 4-28 muestra una curva esquemática de fracción de ferrita bainítica en función del tiempo de austempering. En el gráfico se observa que, luego de un tiempo de incubación, comienza la nucleación de ferrita bainítica (en borde de grano austenítico). En un principio, la tasa de nucleación es baja, sin embargo, las subunidades nucleadas en borde de grano austenítico funcionan como sitio preferencial de nucleación de nuevas placas de ferrita, por lo tanto, una vez que ha comenzado la transformación bainítica, la densidad de sitios de nucleación del sistema aumenta y, consecuentemente, la tasa de nucleación también. Como ha sido explicado, la formación de nuevas subunidades de ferrita provoca un enriquecimiento de carbono de la austenita residual. Luego de transcurrido un tiempo suficiente, en ciertas zonas del sistema, la austenita remanente llega a la composición dada por la línea T_0 , lo que impide su transformación a ferrita bainítica. De esta manera, los sitios de nucleación del sistema disminuyen, lo que provoca una caída de la tasa de nucleación. Finalmente, toda la austenita residual llega a la composición dada por la línea T_0 y la transformación se detiene.

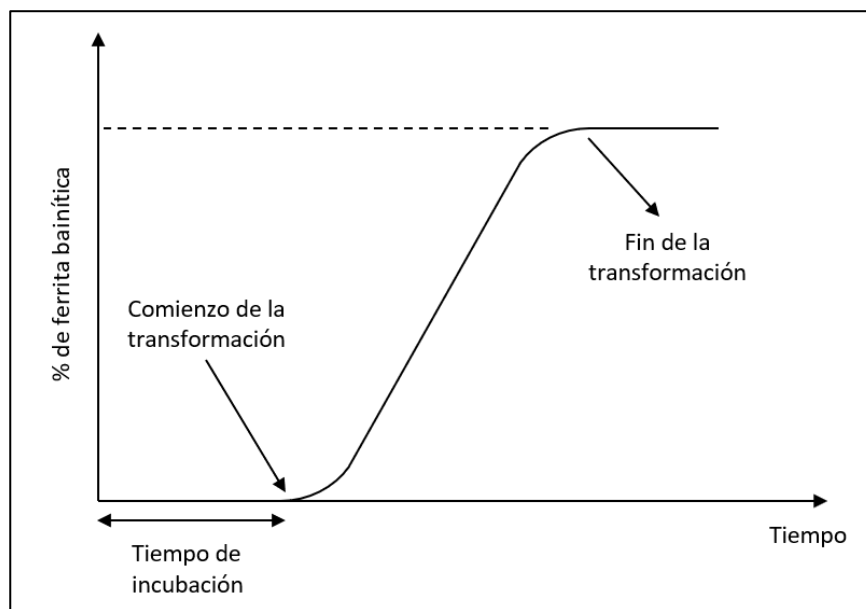


Fig. 4-28: Curva de fracción de ferrita bainítica vs. tiempo.

De acuerdo a lo mencionado, la cinética de reacción está relacionada con el tiempo necesario para que la concentración de carbono en la austenita llegue a T_0 y la reacción se detenga. La temperatura de austempering tiene una gran influencia en la cinética de transformación. Es bien sabido que a mayores temperaturas la movilidad atómica es mayor, lo que lleva a reacciones más rápidas. Esto significa que al aumentar la T_{BI} la transformación bainítica se detiene más rápidamente, es decir, se logra obtener la microestructura final en menores tiempos. Esto ocurre siempre y cuando la temperatura de transformación no sea muy cercana a B_s , ya que allí la fuerza impulsora para la transformación es limitada y la cinética de transformación es lenta. La Fig. 4-29 muestra las curvas de fracción de ferrita bainítica en función del tiempo para varias temperaturas de austempering y dos composiciones químicas diferentes. En las imágenes se observa que a medida que la T_{BI} es menor, la reacción es más lenta, pero se logran microestructuras con mayor cantidad de ferrita bainítica (García-Mateo, 2003).

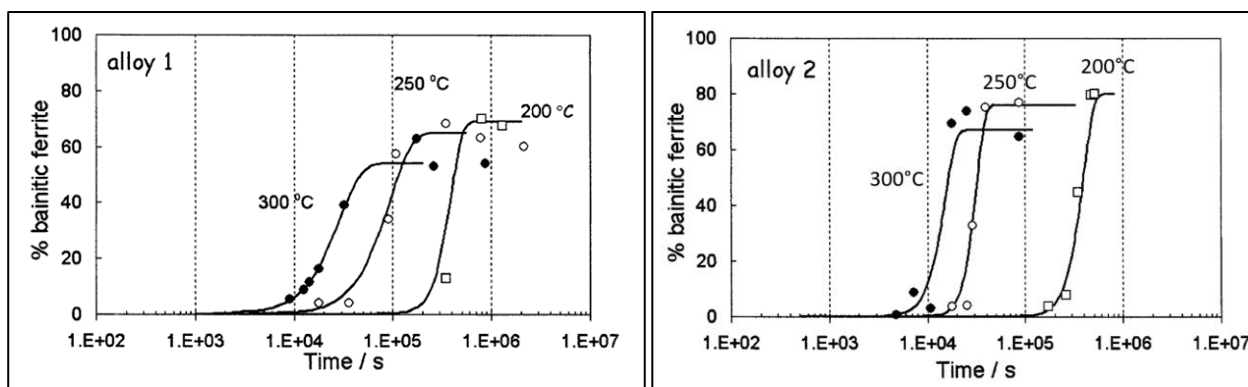


Fig. 4-29: Curvas de fracción de bainita en función del tiempo para dos aceros diferentes (García-Mateo, 2003).

La temperatura de austempering tiene una gran influencia sobre la cinética de transformación: tratamientos térmicos de austempering a alta temperatura requieren minutos, mientras que tratamientos a baja temperatura requieren días e incluso meses para completar la transformación. Por ejemplo, Chang (2003) ha reportado que para un acero de bajo carbono a una temperatura $T_{Bi} = 480^{\circ}\text{C}$, la transformación se detiene en menos de 10 minutos. Por otro lado, García-Mateo (2003) ha reportado que la transformación de un acero de alto carbono a una $T_{Bi} = 125^{\circ}\text{C}$ requiere más de 60 días.

4.3.6 Morfología de la bainita libre de carburos

La microestructura de la bainita libre de carburos consiste en subunidades de ferrita (generalmente con morfología de placa) rodeadas por austenita retenida. Esta última se presenta en dos morfologías bien diferenciadas: en forma de láminas (austenita film) y en forma de bloques (austenita blocky), ambas esquematizadas en la Fig. 4-30. La austenita residual presente entre las subunidades de α_b de una misma pluma adquiere forma de láminas. El contenido en carbono de la austenita atrapada entre las subunidades de α_b depende del estadio de la transformación en que se produjo su aislamiento. En general, la concentración de carbono en la austenita residual en forma de láminas es mayor que en la austenita residual en forma de bloques presente entre las plumas de α_b o en zonas alejadas de las mismas. Esto se debe a que ésta última no ha recibido grandes cantidades de carbono, procedente de las subunidades, por unidad de volumen de austenita (Santofimia Navarro, 2006). La Fig. 4-31 muestra la microestructura típica de un acero bainítico alto en silicio, obtenida por Alejandro Basso durante su estadía en CENIM (año 2018). En la imagen A se muestra un borde de grano, plumas de bainita y austenita blocky, mientras que la imagen B muestra en detalle las placas de ferrita (fase oscura) y la austenita (fase clara) dentro de una pluma.

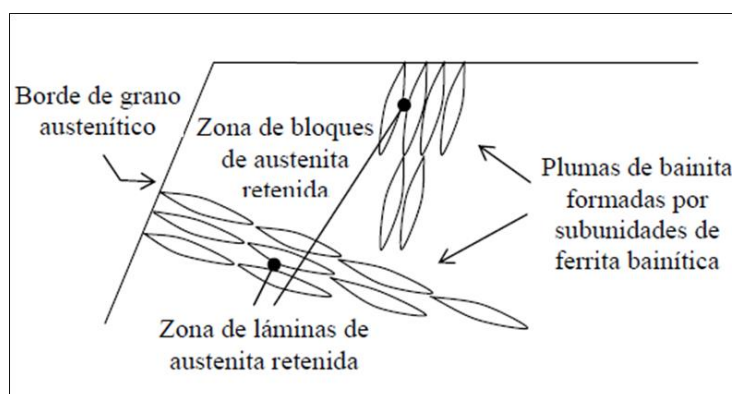


Fig. 4-30: Esquema de la microestructura bainítica en aceros de alto silicio.

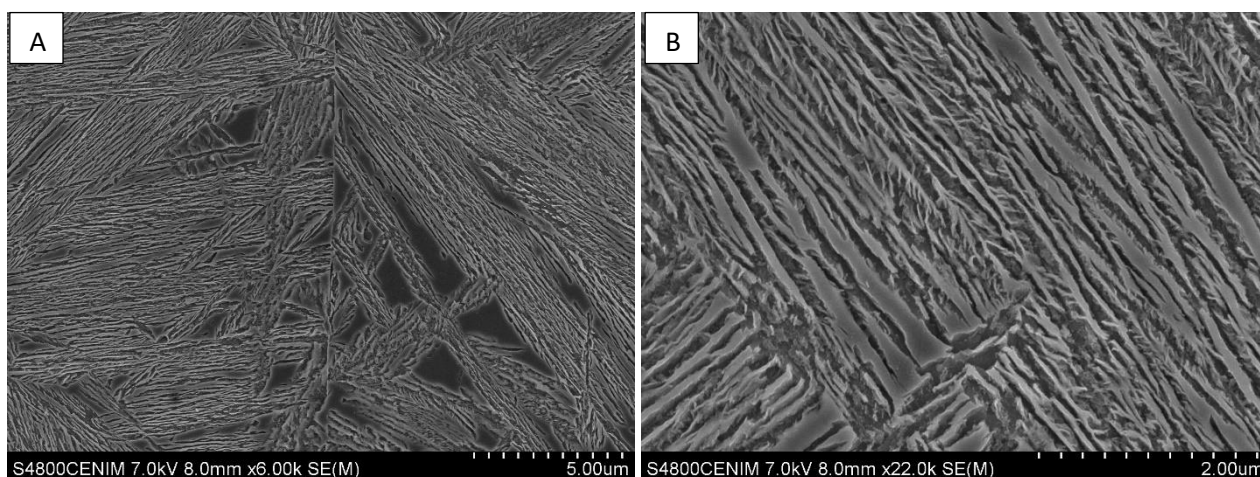


Fig. 4-31: Microestructura bainítica libre de carburos obtenidas por A. Basso en CENIM (REF). La imagen (A) muestra un borde de grano austenítico, plumas de bainita y austenita blocky. La imagen (B) muestra las subunidades de ferrita (fase oscura) y austenita film (fase clara) dentro de una pluma de bainita.

Tal como ocurre para la cinética de transformación, la temperatura de austempering tiene una marcada influencia en las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos. De acuerdo a lo explicado, la transformación bainítica se desarrolla hasta que la composición de la austenita residual alcanza la línea $T_{0'}$, ya que a partir de entonces no hay fuerza impulsora para la formación de ferrita bainítica a partir de la austenita enriquecida en carbono. La Fig. 4-32 muestra que, cuando la T_{BI} es menor, el valor de $T_{0'}$ correspondiente se encuentra a una mayor concentración de carbono. Esto significa que, a menores temperaturas de transformación, la austenita residual alcanza una mayor concentración de carbono.

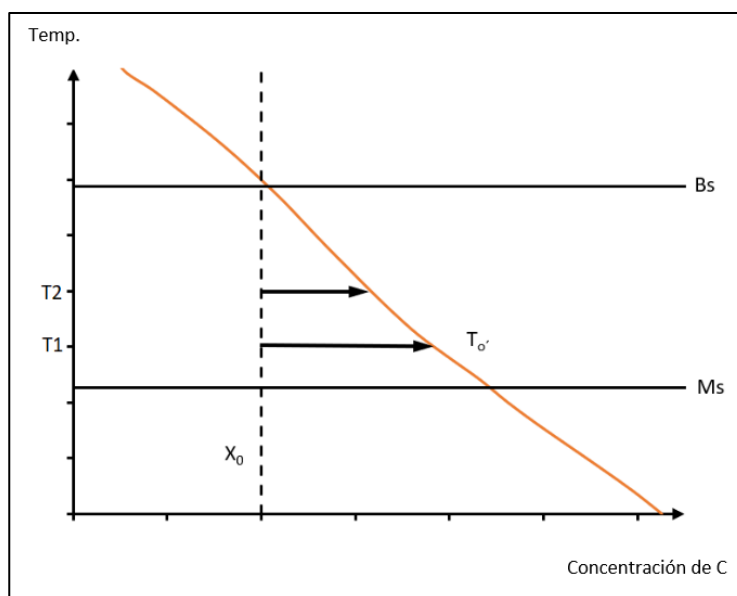


Fig. 4-32: Efecto de la temperatura de transformación en la concentración final de carbono en la austenita residual.

Si se considera la microestructura final comprendida únicamente por ferrita y austenita, valen expresiones de la Ecuación 4-2(A y B), en donde:

- \bar{X} , X_α y $X_{T_0'}$ son las concentraciones de carbono del acero, de la ferrita bainítica y de la austenita residual (dada por la ubicación de T_0'), respectivamente.
- V_α y V_γ son las fracciones másicas de la ferrita y la austenita en la microestructura, respectivamente.

Ecuación 4-2: Expresión para calcular la máxima cantidad de ferrita (Bhadeshia, 2015).

$$(A) \bar{X} = X_\alpha * V_\alpha + X_{T_0'} * V_\gamma$$

$$(B) V_\alpha + V_\gamma = 1$$

$$(C) V_\alpha = \frac{X_{T_0'} - \bar{X}}{X_{T_0'} - X_\alpha}$$

Combinando las ecuaciones (A) y (B) se obtiene la ecuación (C), que permite calcular la fracción máxima de ferrita bainítica que puede presentar la microestructura. De la ecuación se desprende que, si el contenido de carbono de la austenita residual es mayor, como consecuencia de una menor temperatura de austempering, se podrá obtener una mayor fracción de ferrita bainítica. Esto significa que los tratamientos térmicos realizados a baja temperatura en el intervalo [Ms-Bs] llevan a microestructuras con menor cantidad de austenita retenida y, consecuentemente, con mayor concentración de carbono. Por el contrario, los aceros tratados a alta temperatura tendrán un mayor porcentaje de austenita retenida y su concentración en carbono será menor.

Además, ha sido reportado que a menores temperaturas se reduce también la fracción relativa de austenita blocky, es decir, la proporción de austenita retenida que corresponde a austenita con morfología de bloques también es menor a menores T_{BI} . Esto es muy importante, pues numerosos autores afirman que la austenita blocky es responsable de la fragilización del material y por esta razón se debe evitar (este tema se desarrollará más adelante). Por último, ha sido mencionado que, a menores temperaturas, la austenita a partir de la cual se forman las subunidades de ferrita bainítica es más resistente y, por efecto de tensiones de fricción, las subunidades son más pequeñas. La Tabla 4-3 muestra un resumen de los efectos de la T_{BI} sobre la microestructura resultante.

Tabla 4-3: Efectos de la temperatura de transformación en la microestructura resultante.

Baja temperatura	Alta temperatura
Menor cantidad de austenita retenida	Mayor cantidad de austenita retenida
Menor proporción de austenita blocky	Mayor proporción de austenita blocky
Mayor concentración de carbono en la austenita	Menor concentración de carbono en la austenita
Subunidades de ferrita más pequeñas	Subunidades de ferrita más grandes

Para concluir con el efecto de la temperatura de austempering en las microestructuras bainíticas libres de carburos, cabe mencionar el trabajo realizado por Avishan (2015), quien ha realizado una extensiva caracterización microestructural sobre aceros bainíticos austemperados a distintas temperaturas. La Fig. 4-33 muestra la microestructura de un acero de alto carbono y alto silicio aleado con cromo, níquel y molibdeno tratado térmicamente a 200, 250 y 300°C. En las imágenes es evidente que a menores T_{BI} se logran microestructuras más refinadas. Además, la Tabla 4-4 muestra los parámetros cuantitativos de las

microestructuras, ratificando los conceptos detallados sobre la influencia de la temperatura de austempering en las microestructuras resultantes.

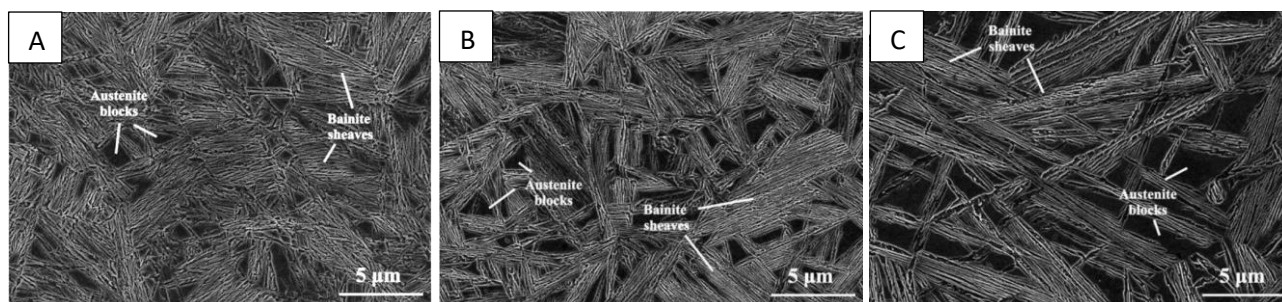


Fig. 4-33: Efecto de la temperatura sobre la microestructura de aceros bainíticos de alto silicio. $T_{BI} = 200^{\circ}\text{C}$ (A). $T_{BI} = 250^{\circ}\text{C}$ (B). $T_{BI} = 300^{\circ}\text{C}$ (A). (Avishan, 2015).

Tabla 4-4: Parámetros microestructurales de un acero tratado a diferentes T_{BI} (Avishan, 2015).

Temperatura	200°C	250°C	300°C
Fracción de bainita (%)	67	63	56
Espesor de las subunidades [nm]	35	53	67
Fracción de austenita (%)	33	37	44
Proporción de austenita blocky (%)	70	75	79
Espesor de austenita film [nm]	30	42	45
Tamaño de austenita blocky	598	807	1126

4.3.7 Influencia de la composición química sobre la transformación bainítica

En principio, cualquier acero de bajo, medio o alto carbono con al menos 1.5% de silicio en su composición química es apto para ser tratado térmicamente y obtener microestructuras bainíticas libres de carburos. Sin embargo, usualmente estos aceros son aleados con el objetivo de otorgarle al material determinadas características, que pueden estar relacionadas con mejorar propiedades mecánicas, aumentar la templabilidad y/o modificar aspectos cinéticos respecto de la transformación bainítica.

En primer lugar, se analizará la influencia del carbono. Este elemento es el que más influye sobre las temperaturas M_s (inicio de transformación martensítica) y B_s (inicio de transformación bainítica). La Fig. 4-34 muestra la influencia del carbono sobre estas temperaturas para un acero aleado con silicio y manganeso (Bhadeshia, 2015). Teniendo en cuenta que la transformación bainítica se produce entre estas dos temperaturas (área sombreada en la imagen), el contenido de carbono del acero define en mayor medida las posibles temperaturas de austempering. El contenido de carbono para la obtención ABLC reportados en bibliografía es muy variable. Se han desarrollado microestructuras bainíticas libres de carburos con aceros de bajo, medio y alto carbono. La Tabla 4-5 muestra algunos ejemplos.

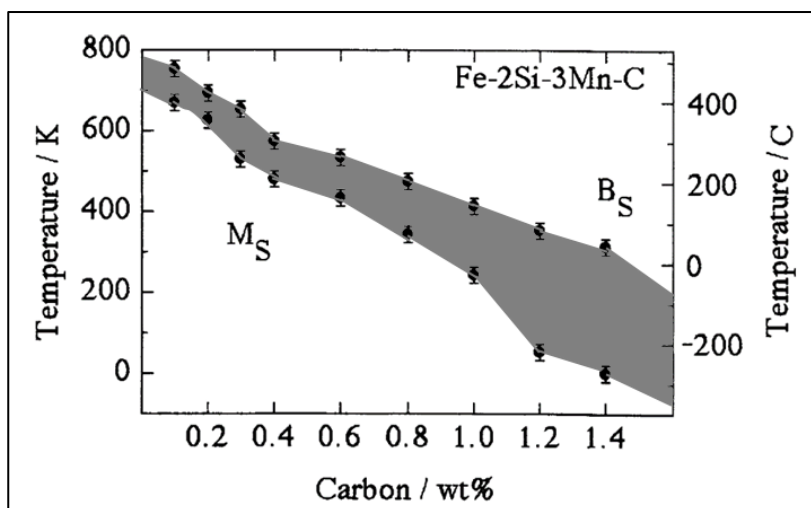
Fig. 4-34: Influencia del carbono en las temperaturas M_s y B_s . Adaptado de Bhadeshia (2015).

Tabla 4-5: Variedad del contenido de carbono de aceros bainíticos libres de carburos en bibliografía.

Contenido de carbono del acero	Temperatura de transformación	Referencia
0.1%	360 – 460°C	Chang, 2004
0.4%	300 – 400°C	Santofimia Navarro, 2006
0.9%	200 – 300°C	Garcia-Mateo, 2012

El uso de bajos contenidos de carbono permite realizar tratamientos térmicos de austempering a alta temperatura ($T_{Bt} > 400^\circ\text{C}$), logrando obtener reacciones muy rápidas. Generalmente estos aceros desarrollan alta ductilidad y baja resistencia mecánica. Por otro lado, los aceros de alto carbono pueden ser austemperados a baja temperatura ($T_{Bt} < 300^\circ\text{C}$), logrando en general microestructuras de alta resistencia mecánica y baja ductilidad. Sin embargo, un adecuado diseño de la composición química y tratamiento térmico permite obtener aceros austemperados a baja temperatura con ultra alta resistencia mecánica y alta ductilidad. Por esta razón, la tendencia actual es utilizar aceros de alto carbono austemperados por debajo de 300°C para obtener lo que se denomina Bainita Nanoestructurada, NANOBAIN, etc (Caballero, 2012).

En cuanto a los elementos de aleación, el más importante es el silicio, cuyo efecto en la transformación bainítica se explicó en la sección 4.3.4.3. Para suprimir la precipitación de carburos a partir de la austenita, es necesario utilizar un contenido de silicio mayor a 1.5%. Además, los ABLC son generalmente aleados con otros elementos. En general existen dos grupos bien diferenciados y sus efectos se muestran en la Fig. 4-35 (Santofimia Navarro (2006), Caballero (2004)):

- Los elementos del grupo del Mn (Mn, Cr, Ni, Mo, etc) producen un retraso en las transformaciones reconstructivas y desplazativas, es decir, corren las curvas TTT hacia tiempos mayores. Esto significa un aumento en la templabilidad de los aceros, lo cual es una característica deseada e indispensable en el diseño de aceros, y tiempos más largos de transformación bainítica. Por otro lado, producen un corrimiento

de la curva T_0 hacia menores concentraciones de carbono, esto se traduce, de acuerdo a lo explicado en el punto 4.3.6, en una microestructura final con mayor contenido de austenita retenida.

- Por otro lado, los elementos del grupo del Co (Co, Al) tienen un efecto totalmente opuesto: desplazan las curvas TTT hacia tiempos menores, acelerando las reacciones en estado sólido, y producen un corrimiento de la curva T_0 hacia la derecha, obteniendo microestructuras con mayor fracción de ferrita bainítica.

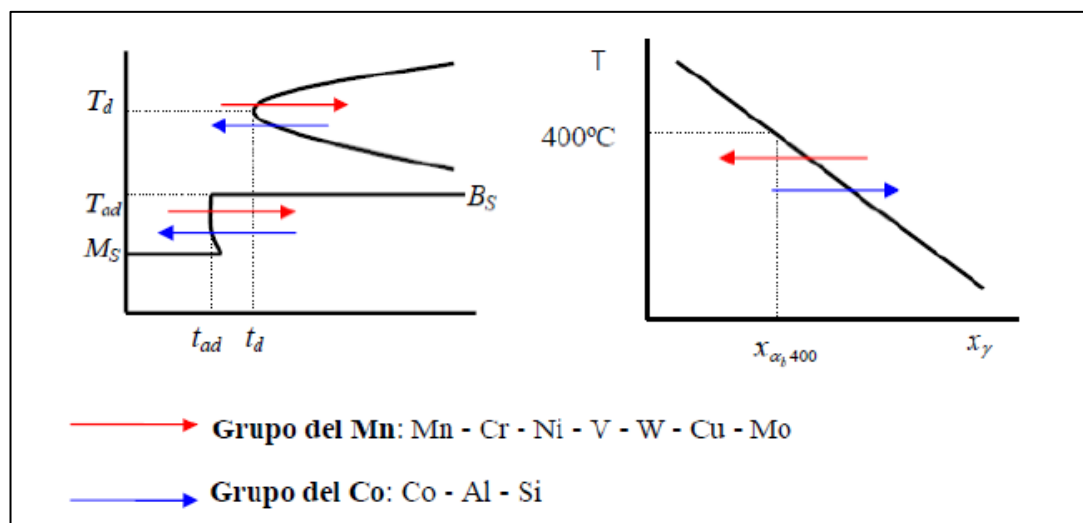


Fig. 4-35: Efecto de los elementos de aleación sobre la cinética de reacción y en el contenido de carbono de la austenita retenida.

La adición de elementos del grupo del manganeso provoca un aumento en la templabilidad del material y, consecuentemente, de la austemperabilidad (como se explicará más adelante). Esto se traduce en la posibilidad de obtener microestructuras bainíticas libres de carburos en piezas de mayor tamaño, lo cual es, sin dudas, una característica deseable si se piensa en la producción de piezas de acero colado. Sin embargo, estos elementos producen un retraso en la reacción bainítica, por lo que se necesitará un mayor tiempo para obtener las microestructuras deseadas. Además, provocan que las microestructuras resultantes tengan mayor cantidad de austenita retenida, debido al corrimiento de la línea T_0 . En contrapartida, los elementos del grupo del cobalto tienen un efecto contrario y contrarrestan los efectos de los elementos del grupo del manganeso.

Aparte de los efectos mencionados, los elementos de aleación tienen características singulares:

- Manganeso: aumenta la templabilidad del acero y la estabilidad de la austenita, pero corre la curva T_0 hacia la izquierda, provocando una microestructura con mayor cantidad de austenita retenida. Este elemento también aumenta la resistencia de la ferrita (Sherif et. al, 2004).
- Aluminio y cobalto: debido a que las transformaciones a baja temperatura pueden ser muy lentas, estos elementos se usan para acelerar las reacciones en estado sólido a la temperatura de austempering, ya que producen un aumento en la energía libre para la transformación de austenita en ferrita. Además, el aluminio retarda la precipitación de carburos, al igual que el silicio (García-Mateo, 2003).
- Molibdeno: inhibe la fragilización del acero debido a la presencia de impurezas (como, por ejemplo, el fósforo) en borde de grano austenítico. También produce un importante aumento en la templabilidad y un ligero aumento en la resistencia mecánica (Sherif et. al, 2004).

- Cromo: aumenta considerablemente la templabilidad del acero y desciende la temperatura de inicio de transformación bainítica B_s (Sherif et. al, 2004).
- Vanadio: se usa como refinador de grano, ya que limita el crecimiento del grano austenítico durante el austenizado (Caballero, 2001-A).
- Níquel: produce un leve aumento de la templabilidad y de la tenacidad de la martensita.

4.3.8 Propiedades mecánicas de los aceros bainíticos libres de carburos

Numerosos autores destacan que los ABLC son potencialmente capaces de combinar altos valores de ductilidad con elevada resistencia mecánica. Esto se debe a la combinación de fases dúctiles en dominios muy pequeños: como se ha mencionado, estos aceros tienen un tamaño de grano aparente menor a $1\ \mu\text{m}$, valor que es imposible de obtener en otro tipo de aceros.

Se han realizado un gran número de trabajos buscando las mejores combinaciones de composición química y tratamiento térmico para maximizar las propiedades mecánicas. La Fig. 4-36 muestra propiedades mecánicas de tracción e impacto reportadas para aceros bainíticos libres de carburos, tanto para aceros previamente laminados como para aceros colados. Los gráficos fueron contruidos con datos obtenidos de las referencias (Avishan (2012), Codrck (2014), Miihkinen (1987), Misra (2012), Long (2012), Sourmail (2013), Putatunda (2001, 2003, 2009), Sourmail (2017), García-Mateo (2005, 2012), Caballero (2009), Xiang (2006), Mandal (2014)).

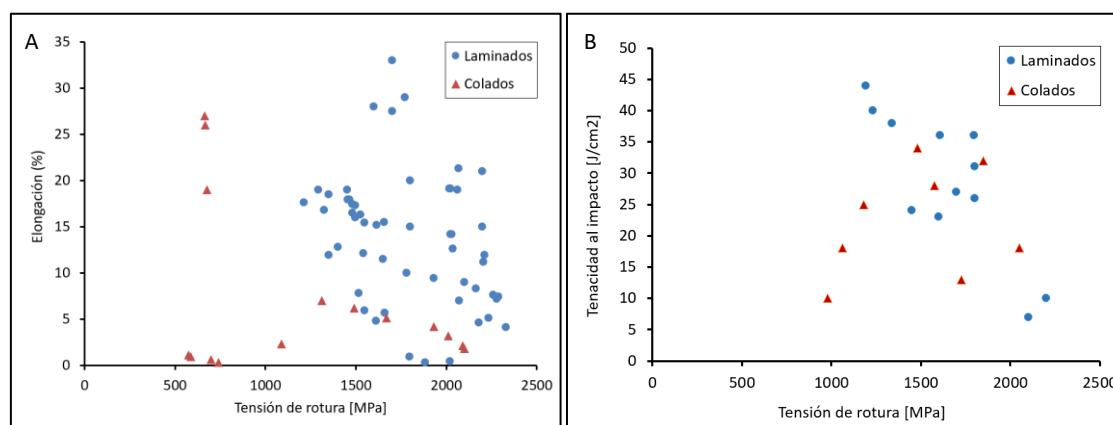


Fig. 4-36: Propiedades mecánicas de ABLC reportadas en bibliografía.

En primer lugar, cabe mencionar que este tipo de aceros permite obtener una alta gama de propiedades mecánicas, con valores de tensión de rotura entre 600 y 2300 MPa, elongación de hasta 33% y energía de impacto hasta $45\ \text{J/cm}^2$. Por otro lado, en la Fig. 4-36(A) se observan algunas combinaciones de resistencia y ductilidad sorprendentes, como la reportada por García-Mateo (2012), con una tensión de rotura de 2070 MPa y 21% de elongación. De los gráficos también se desprende que las propiedades mecánicas obtenidas sobre aceros colados son inferiores a las obtenidas para aceros laminados. Esto es esperable ya que las piezas coladas poseen una heterogeneidad en cuanto a composición química que atenta contra las propiedades mecánicas. Este tema será desarrollado más adelante.

La tenacidad a la fractura es otra de las características sobresalientes de los ABLC. Caballero (2012) destaca que el pequeño tamaño de grano efectivo junto a la ausencia de fases frágiles (como la cementita y

la martensita) justifican el comportamiento de estos aceros frente a la fractura. Sin embargo, es imprescindible evitar la presencia de grandes bloques de austenita retenida, que tienden a transformarse a martensita cuando se aplica deformación. La Fig. 4-37 muestra valores de tenacidad a la fractura y resistencia mecánica de aceros bainíticos, aceros templados y revenidos (QT) y aceros Maraging. Lo más destacable es que la performance de los ABLC (en cuestión de tenacidad a la fractura y resistencia mecánica) se equipara con la de aceros los Maraging, que son significativamente más costosos (Caballero, 2012).

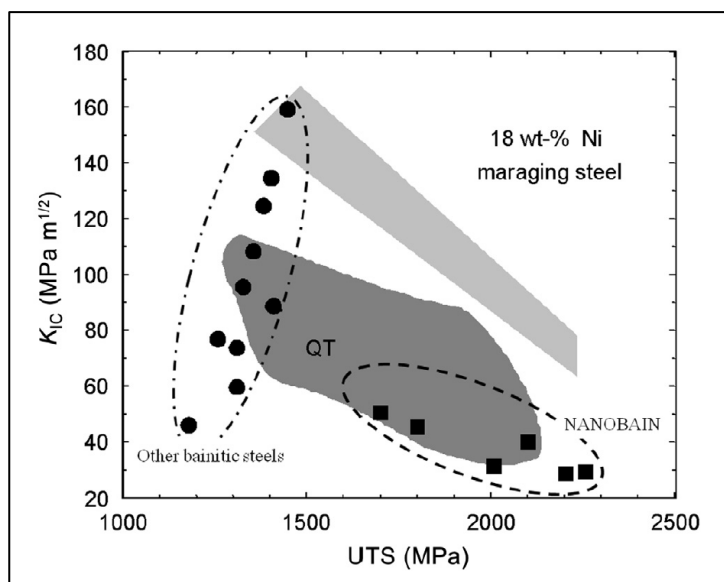


Fig. 4-37: Tenacidad a la fractura vs. resistencia mecánica de aceros bainíticos y otros aceros (Caballero, 2012).

En cuanto a propiedades a la fatiga, hay un interesante desarrollo de ABLC para la fabricación de ejes, que durante la rotación sufren solicitaciones alternativas de tensión-compresión, lo cual hace que las propiedades a la fatiga del material sean muy importantes. Las curvas S-N (tensión-número de ciclos) de un ABLC correspondiente a ensayos de tensión-compresión con ciclos de carga de 4 segundos se muestran en la Fig. 4-38 (Bhadeshia, 2015). De la figura se desprende que el límite de fatiga para un número de ciclos $N = 10^7$ es $\sigma_{MAX} = 855$ MPa, superior al límite de fatiga reportado para aceros comerciales y aceros maraging (Wang, 2017).

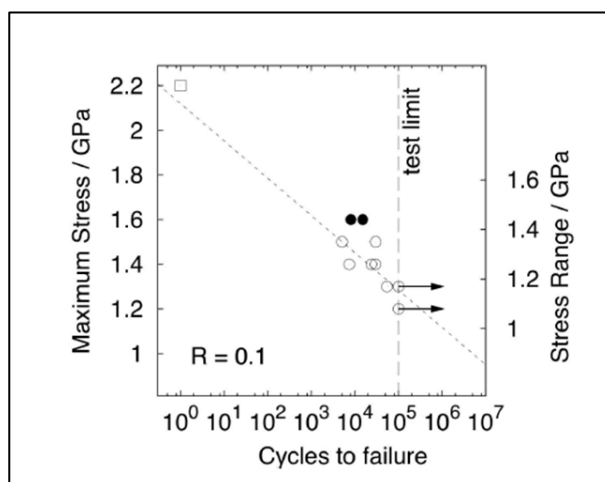


Fig. 4-38: Curvas S-N de aceros bainítico libre de carburos (Bhadeshia, 2015).

Por último, cabe mencionar el comportamiento tribológico de los ABLC. La caracterización al desgaste de aceros bainíticos libres de carburos ha sido reportada por algunos autores. Leiro (2011) comparó la resistencia al desgaste de un acero comercial de alto silicio austemperado a distintas temperaturas. La Fig. 4-39(A) muestra la tasa de desgaste de las microestructuras obtenidas a distintas T_{Bi} . En el gráfico se observa que la microestructura obtenida a menor temperatura es la que presenta mayor resistencia al mecanismo de rodadura/deslizamiento. En otro trabajo, Leiro (2013) concluyó que la resistencia al desgaste de ABLC es superior a la de aceros bainíticos convencionales. Por último, se ha comparado el comportamiento al desgaste mediante abrasión por tres cuerpos de microestructuras perlítica, bainítica libre de carburos (obtenida a 200°C) y martensítica de igual composición química. De este trabajo se concluyó que la microestructura bainítica presentó la mejor resistencia a la abrasión, debido a que fue la única que mostró endurecimiento superficial, tal como se muestra en la Fig. 4-39(B), superando la dureza superficial de la martensita (Das Bakshi, 2014).

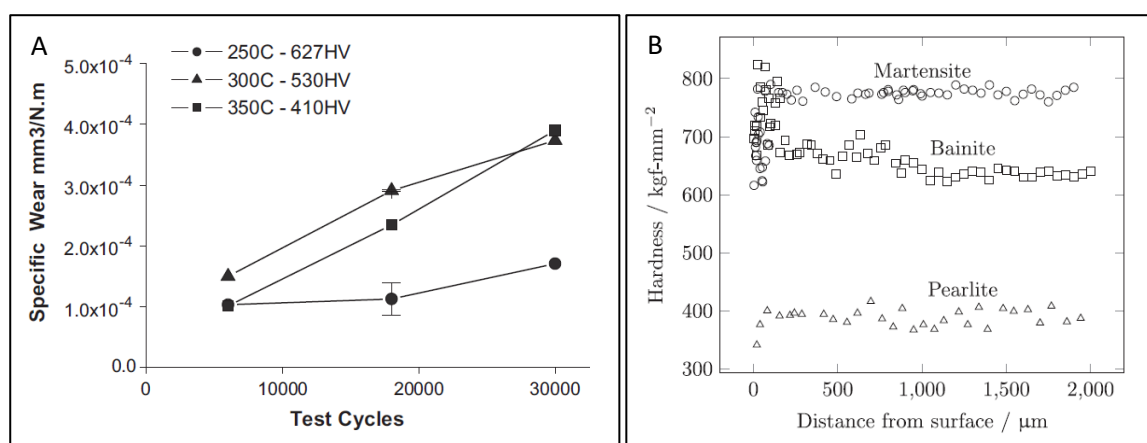


Fig. 4-39: Tasa de desgaste de bainita libre de carburos obtenida a distintas T_{Bi} (A) (Leiro, 2011). Dureza en función de la distancia a la superficie de martensita, bainita libre de carburos y perlita luego de ensayos de abrasión de tres cuerpos (B) (Das Bakshi, 2014).

4.3.8.1 El rol de la austenita retenida en las propiedades mecánicas

Los aceros bainíticos libres de carburos son potencialmente capaces de combinar ultra alta resistencia y alta ductilidad, tal como se mencionó. Sin embargo, en muchas ocasiones, estos aceros no han logrado alcanzar las expectativas. Gran parte de los estudios reportados en bibliografía han desarrollado aleaciones de ultra alta resistencia, sin embargo, muchas de esas aleaciones no presentaron altos valores de ductilidad. La Fig. 4-40 muestra distintos valores reportados sobre aceros bainíticos libres de carburos (Avishan (2012), Codrick (2014), Miihkinen (1987), Misra (2012), Long (2012), Sourmail (2013), Putatunda (2009), Sourmail (2017) y García-Mateo (2005)). La Fig. 4-40(A) muestra que existe una dependencia entre la tensión de rotura de los aceros y la temperatura de austempering. De esta manera, es posible diseñar un acero con una determinada tensión máxima de rotura seleccionando una adecuada temperatura de tratamiento isotérmico.

Por otro lado, la ductilidad, evaluada como la elongación total en un ensayo de tracción, ha sido extensivamente estudiada en los últimos años y los estudios arrojan conclusiones distintas a medida que pasan los años. El concepto general es creer que a mayores temperaturas de austempering se logra una mayor elongación total, como consecuencia de una mayor cantidad de austenita retenida en la microestructura, ya que la misma es una fase muy dúctil. Este concepto podría ser aplicado a una aleación en particular:

definiendo una composición química, generalmente se logran mayores valores de ductilidad utilizando temperaturas de austempering más altas, tal como muestra la Fig. 4-41 (De Moor y Speer (2017)). Sin embargo, existen aleaciones con más de 25% de austenita en su microestructura que presentaron fractura frágil con valores de elongación menores al 2%. Y, por el contrario, se han desarrollado aceros con 12% de austenita y elongación de casi 20%. Las Fig. 4-40(B) y (C) muestran que la ductilidad no tiene una clara dependencia de la temperatura de austempering ni de la cantidad de austenita retenida.

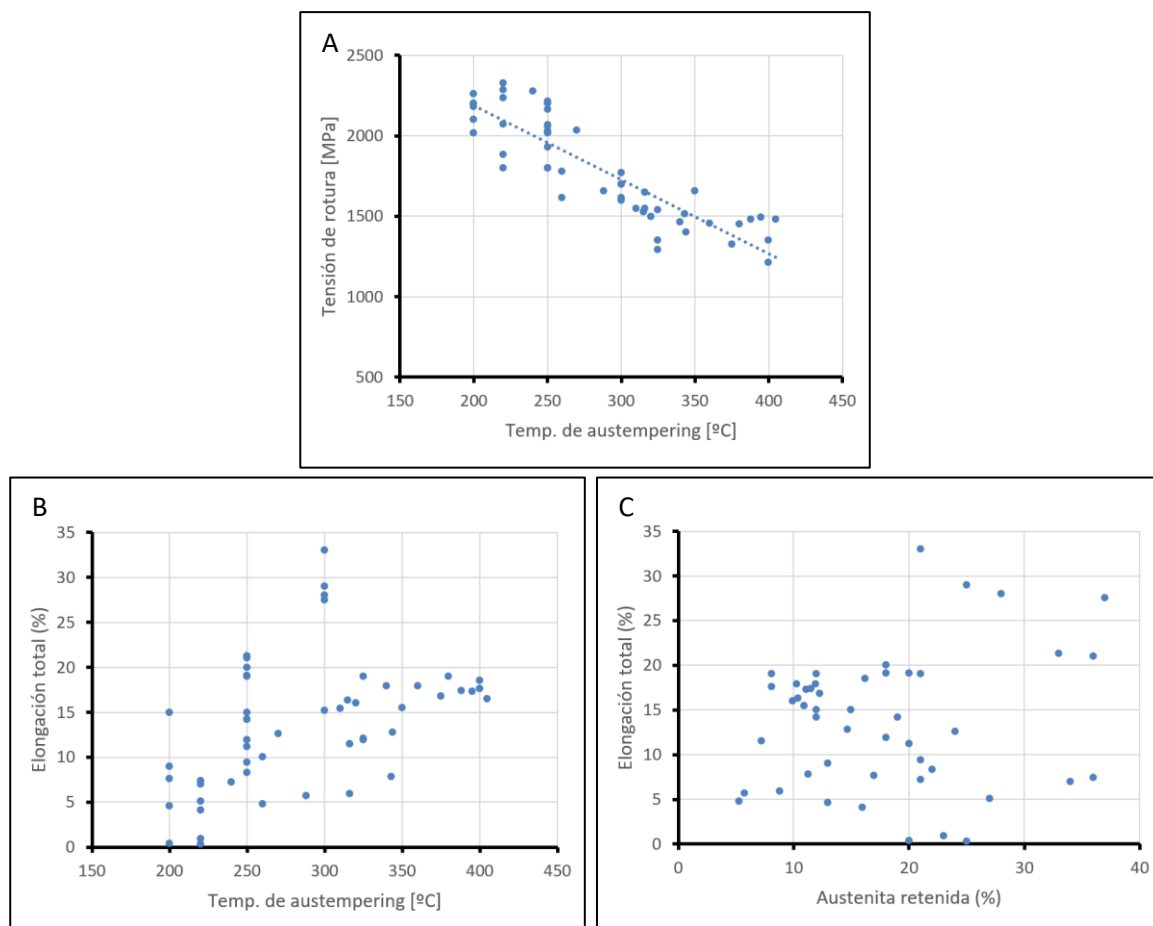


Fig. 4-40: Propiedades mecánicas de ABLC reportadas en bibliografía. Tensión de rotura vs T_{BI} (A). Elongación vs T_{BI} (B). Elongación vs austenita retenida (C).

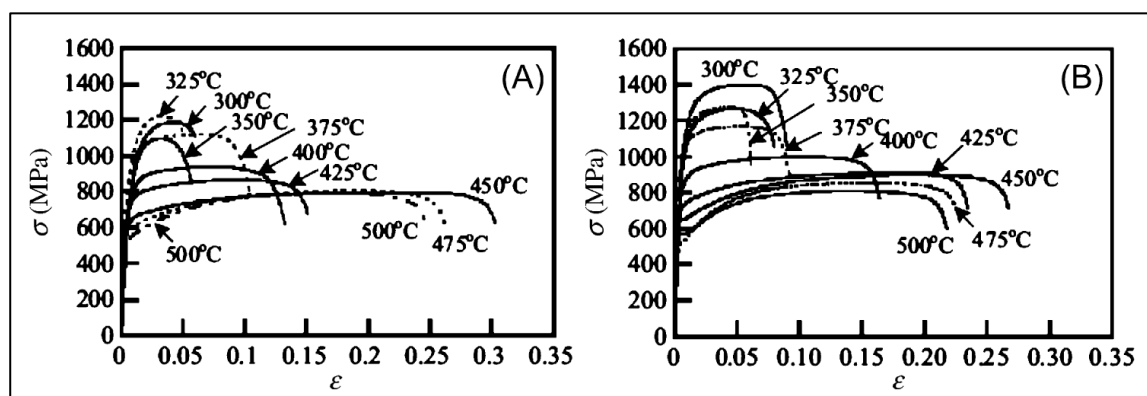


Fig. 4-41: Curvas de tensión – deformación para aceros: 0.2C-1.5Mn-1.5Si (A) y 0.2C-1.5Mn-1.5Si-0.048Nb (B) austemperados a distintas temperaturas (De Moor y Speer (2017)).

De acuerdo a Sourmail et. al. (2017), en un principio se creía que existía un valor óptimo de austenita retenida que otorgaba al material una mayor elongación. Sin embargo, esa teoría fue reemplazada por una nueva que afirma que la ductilidad de los aceros bainíticos libres de carburos depende de la estabilidad de la austenita retenida. De acuerdo a Chiang et. al. (2011), la estabilidad de la austenita es la resistencia de la misma a las deformaciones, tensiones y temperaturas y depende de su composición química (especialmente su contenido de carbono), de su tamaño, su morfología y de las propiedades de las fases que la rodean. En este sentido:

- La austenita con mayor contenido de aleantes es más estable.
- El carbono es el elemento de aleación que más afecta la estabilidad de la austenita.
- La austenita film es más estable que la austenita blocky.
- La austenita rodeada por bainita es más estable que aquella rodeada por ferrita de baja dureza.

Según García-Mateo (2005, 2012), la ductilidad en aceros bainíticos libres de carburos está asociada al endurecimiento por deformación causado por el efecto TRIP (*transformation induced plasticity*), que es la transformación de la austenita retenida en martensita por efecto de la deformación y que permite a estos aceros lograr un aumento de ductilidad. Los autores han concluido que, para lograr aceros con alta ductilidad, es necesario que el efecto TRIP se desarrolle en un amplio rango de deformaciones. Para ello, es necesario una microestructura con distintas morfologías y tamaños de austenita retenida, lo cual a distintos niveles de estabilidad de la misma.

4.3.9 Discusión sobre aceros bainíticos libres de carburos

De acuerdo a la revisión bibliográfica realizada, los aceros bainíticos libres de carburos son actualmente uno de los tipos de acero más atractivos en el mercado automotriz, minero, petrolero y demás industrias que requieran componentes confiables sometidos a altas solicitaciones, con bajo costo relativo de producción, razón por la cual es posible encontrar un contenido bibliográfico amplio respecto de este material y sus variedades (TRIP, nanobainita, e incluso fundiciones de hierro nodular austemperadas ADI). En los últimos 15 años ha habido un importante avance en la caracterización de este tipo de aceros, impulsados fundamentalmente por el Prof. Harry Bhadeshia (Universidad de Cambridge) y por la Dra. Francisca Caballero (CENIM, Madrid). Estos grupos han podido realizar una completa caracterización de las transformaciones y microestructuras relacionadas a la bainita libre de carburos. Además, han logrado optimizar composiciones químicas y tratamientos térmicos que han permitido obtener propiedades mecánicas realmente sorprendentes. Sin embargo, es importante destacar que estos estudios fueron realizados sobre aceros homogeneizados y forjados o laminados.

En cuanto a aceros colados bainíticos libres de carburos, la cantidad de trabajos es escasa, razón por la cual se cree que es un tema que puede y debe ser investigado, principalmente si se desea incluir a estas microestructuras en el mercado de piezas coladas. La revisión bibliográfica ha permitido concluir que es necesario evaluar cómo la estructura de solidificación, la microsegregación y otros defectos presentes en piezas coladas afectan los parámetros de tratamientos térmicos, las microestructuras obtenidas y las propiedades mecánicas finales de este tipo de aceros.

4.4 Estructura de solidificación de aceros

4.4.1 Introducción

Durante la solidificación de aceros fuera del equilibrio, se produce una distribución no uniforme de elementos de aleación, lo que se denomina microsegregación y da lugar a una composición química heterogénea. La mayor parte del acero que se produce a nivel mundial se manufactura mediante forja, laminados en caliente y/o en frío. Durante estos procesos, las grandes temperaturas y deformaciones involucradas provocan una rotura de los patrones de microsegregación producidos durante la solidificación, obteniendo composiciones químicas más homogéneas a lo largo del volumen de las piezas. Sin embargo, existen piezas que se fabrican mediante la técnica de fusión y colada. Estas piezas, generalmente con geometrías complejas, presentan microsegregación.

La mayor parte de los trabajos sobre ABLC han sido realizados sobre aceros homogeneizados y/o laminados, lo cual lleva a composiciones químicas más homogéneas. Sin embargo, el objetivo de este trabajo es obtener microestructuras bainíticas libres de carburos a partir de aceros colados, es decir, a partir de aceros con composición química heterogénea, lo cual podría afectar la cinética de transformación bainítica y las microestructuras resultantes. En este capítulo se revisa brevemente la bibliografía referida a estructura de solidificación de aceros, el concepto y origen de la microsegregación y las técnicas utilizadas para su caracterización, aspectos fundamentales para luego poder afrontar el estudio particular de la estructura de solidificación de los aceros colados de alto silicio y su influencia sobre la transformación bainítica.

4.4.2 Solidificación de aleaciones

Una aleación metálica es un agregado cristalino íntimo de dos o más metales, o de metales y no metales, que en estado sólido tienen propiedades metálicas y que son totalmente miscibles en estado líquido. La solidificación de una aleación es la transición desde un estado no cristalino (líquido) a uno cristalino (sólido) y su estudio es de gran importancia para el procesamiento de metales. La forma en que solidifica una aleación es muy compleja y depende de:

- Velocidad de enfriamiento (gradiente de temperatura)
- Velocidad de crecimiento del sólido
- Velocidad de redistribución del soluto

La velocidad de redistribución del soluto depende del coeficiente de partición (k) y de la difusión (D) del mismo, tanto en el líquido como en el sólido. En un caso real de solidificación de una pieza en un molde, la velocidad de redistribución del soluto es menor que la velocidad de crecimiento del sólido, por lo tanto, la aleación solidifica fuera del equilibrio. Además, en el rango de temperaturas en que ocurre la solidificación, la difusión de soluto en sólido es prácticamente despreciable, por lo tanto, se planteará un modelo de solidificación de una aleación como la de la Fig. 4-42, en el que se supone solidificación plana fuera del equilibrio, sin difusión en el sólido y mezcla difusional en el líquido, es decir, se descarta la mezcla por convección o agitación (Porter, 1992).

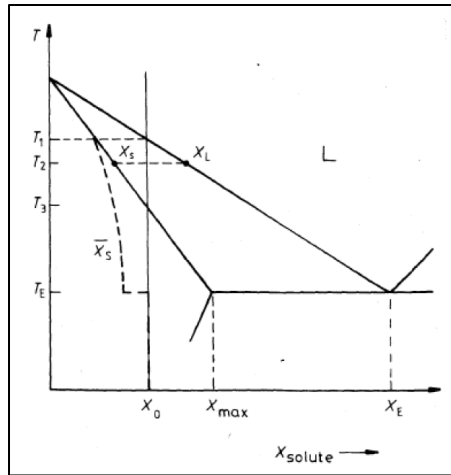


Fig. 4-42: Modelo de solidificación plana de la aleación X_0 sin difusión en el sólido y mezcla difusional en el líquido.

Al comenzar la solidificación, habrá una rápida acumulación de soluto en el líquido adyacente a la superficie de crecimiento, llamado transitorio inicial (Fig. 4-43(A)). Si la solidificación ocurre a una velocidad constante (v), se puede mostrar que se genera un frente estable de solidificación cuando la temperatura en la interface alcanza T_3 (Fig. 4-42). Durante la etapa de crecimiento estable, el perfil de concentración en el líquido debe ser tal que la velocidad a la cual el soluto difunde, desde la interface hacia el bulk del líquido, sea compensado por el soluto reyectado por el sólido. El perfil de concentración en la interface solido líquido posee un ancho característico D/v (Fig. 4-43(B)). Cuando la interface sólido/líquido se encuentra dentro de $\approx D/v$ del final de la barra, la acumulación de soluto es comprimida en un volumen muy pequeño y la composición de la interface aumenta rápidamente hasta alcanzar un estado transitorio final Fig. 4-43(C).

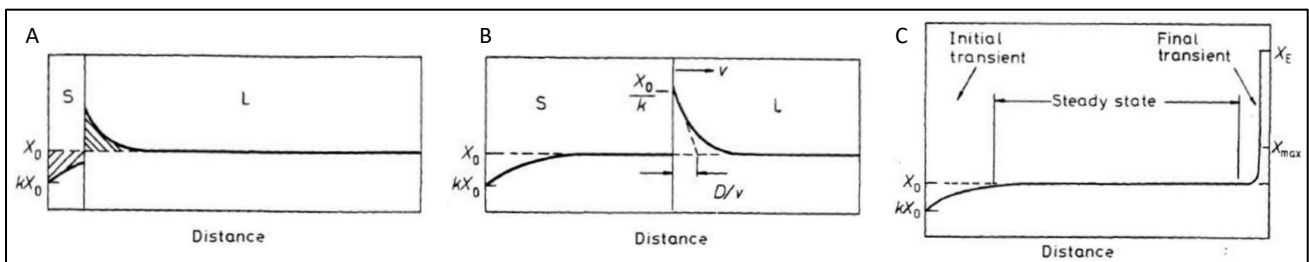


Fig. 4-43: Solidificación plana fuera del equilibrio, sin difusión en el sólido y mezcla difusional en el líquido. Estado transitorio inicial (A). Estado estacionario (B). Estado transitorio final (C).

Como resultado de la variación de la concentración de soluto delante del frente de solidificación, hay una correspondiente variación de la temperatura de equilibrio de solidificación, por ejemplo, en la Fig. 4-44 la temperatura de liquidus está dada por la línea T_E . Sin embargo, más allá de la temperatura de la interface, que es determinada por el requerimiento local de equilibrio, la verdadera temperatura del líquido puede corresponderse a una línea como T_L . En la interface $T_L = T_E = T_3$. Si el gradiente de temperatura es menor que el valor crítico indicado, el líquido delante del frente de solidificación existe debajo de su temperatura de equilibrio, por ende, se encuentra subenfriado. Como el subenfriamiento se debe a efectos de la composición o constitucionales, es conocido como subenfriamiento constitucional (Porter, 1992).

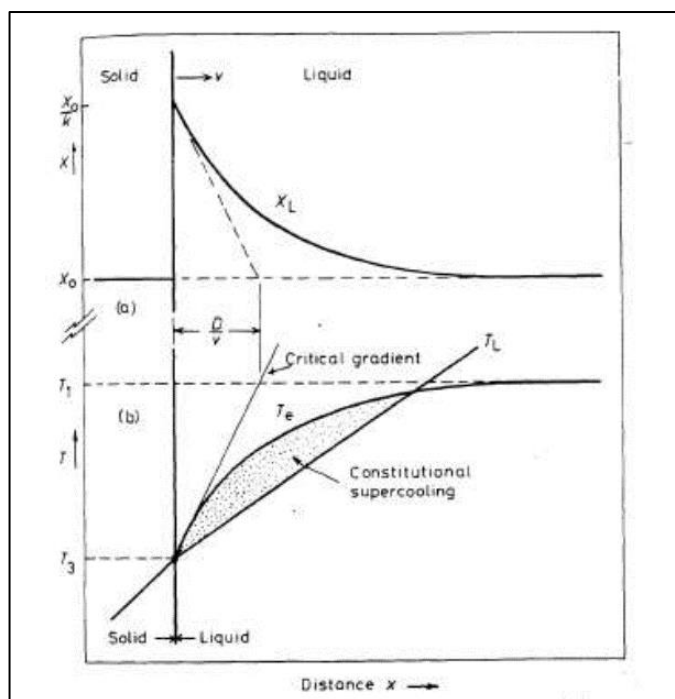


Fig. 4-44: Subenfriamiento constitucional.

Una consideración necesaria para la formación de protuberancias estables en una interface plana es que debe existir una región con subenfriamiento constitucional en el líquido. Asumiendo la variación de T_L de la Fig. 4-44, la temperatura en la punta de una protuberancia que se forme será mayor que la temperatura de la interface de los alrededores. Sin embargo, si la temperatura de la punta permanece por debajo de la temperatura de liquidus local (T_e) la solidificación todavía es posible y la protuberancia seguirá creciendo. Por otro lado, si el gradiente de temperaturas de la interface es más agudo que el gradiente crítico de la figura, la temperatura de la punta será mayor que la temperatura de liquidus local, y la protuberancia se fundirá nuevamente.

Bajo el régimen estable de crecimiento, el gradiente crítico está dado por $(T_1 - T_3)/(D/v)$ donde T_1 y T_3 son las temperaturas de liquidus y solidus respectivamente para una composición del bulk X_0 . Por lo tanto, la condición para un crecimiento planar estable de la interface es la que se muestra en la Ecuación 4-3:

Ecuación 4-3:
$$T'_L > \frac{(T_1 - T_3)}{D/v}$$

Donde T'_L es (dT_L / dx) en la interfaz. Reagrupando, la condición para que no haya subenfriamiento constitucional es (Ecuación 4-4):

Ecuación 4-4:
$$T'_L / v > \frac{(T_1 - T_3)}{D}$$

El término $(T_1 - T_3)$ es conocido como el rango de solidificación de equilibrio de la aleación. Claramente, un frente plano de solidificación es más difícil para aleaciones con un amplio rango de solidificación y altas tasas de solidificación. Excepto bajo condiciones experimentales bien controladas, las aleaciones rara vez solidifican con una interface sólido/líquido plana. Normalmente los gradientes de temperatura y crecimiento no pueden

ser controlados individualmente, pero son determinados por la tasa a la que el calor es extraído desde la aleación solidificada.

Si el gradiente de temperaturas delante de una interface inicialmente plana es disminuido gradualmente por debajo del valor crítico, la primera etapa de la ruptura de la interface es la formación de una estructura celular (Fig. 4-45(a)). La formación de la primera protuberancia causa que el soluto sea reyectado lateralmente y se acumule en la base de la misma (b). Esto causa que la temperatura de solidificación de equilibrio disminuya, ocasionando re-fusiones localizadas (c), que a su vez activan la formación de otras protuberancias (d). Eventualmente las protuberancias se transforman en brazos largos o células que crecen paralelas a la dirección del flujo de calor (e). El soluto reyectado desde el líquido que solidifica se concentra en las paredes de las células que solidifican con las menores temperaturas. Las puntas de las células, sin embargo, crecen dentro del líquido más caliente y por lo tanto contienen la menor cantidad de soluto. Incluso si $X_0 \ll X_{m\acute{a}x}$ (Fig. 4-42) el líquido entre las células puede alcanzar la composición eutéctica en cuyo caso las paredes celulares contendrán una segunda fase.

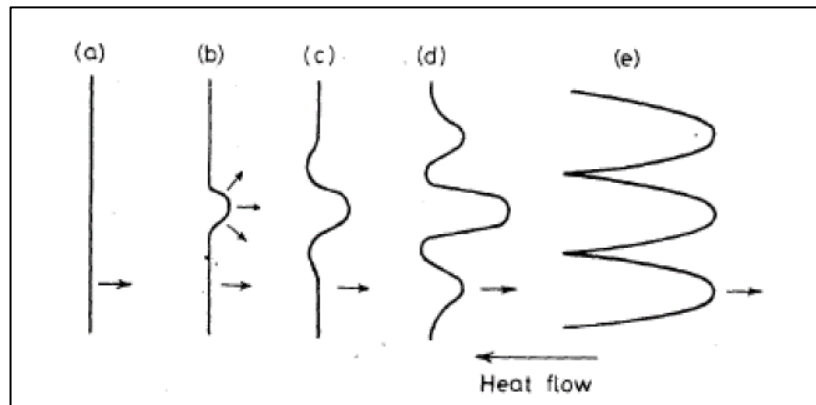


Fig. 4-45: Etapas de transformación de un frente plano a uno celular.

Las microestructuras celulares son sólo estables para un cierto rango de gradientes de temperatura. A gradientes de temperatura lo suficientemente bajos, las células o brazos primarios del sólido, desarrollan brazos secundarios, y a menores gradientes se desarrollan brazos terciarios hasta formar una estructura de solidificación conocida como dendrita (Fig. 4-46).

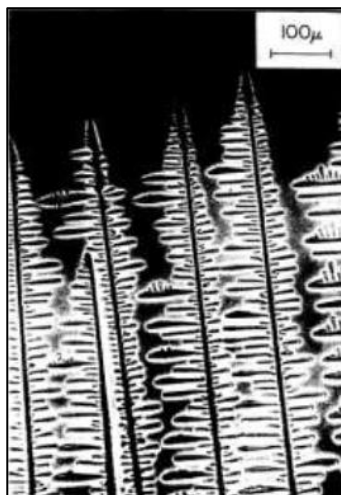


Fig. 4-46: Morfología dendrítica.

En la práctica, gran parte de las aleaciones solidifica en forma dendrítica, debido a que la microsegregación de los aleantes produce zonas con subenfriamiento. Además, en los aceros utilizados en este trabajo, como se detallará más adelante, se utilizan técnicas de fusión y coladas convencionales, con moldes de arena ligados con resina. En general, la extracción de calor a través de los moldes de arena durante la solidificación provoca la formación de dendritas, por lo tanto, es de esperar una estructura de solidificación dendrítica.

4.4.3 Microsegregación

En general, los metales utilizados en la industria son aleaciones que combinan metales y no-metales (soluto), con el propósito de conferirles las propiedades mecánicas deseadas. Durante la solidificación de aleaciones, se esperaría que se formen cristales con la misma composición química que el líquido, sin embargo, en la mayoría de los casos esto no ocurre ya que el soluto no posee la misma solubilidad en el líquido que en el sólido (Porter, 1992). De aquí se desprende el concepto de coeficiente de partición (k) que relaciona la concentración de soluto en el sólido y la concentración del mismo en el líquido, tal como muestra la Ecuación 4-5:

$$\text{Ecuación 4-5: } k = \frac{X_s}{X_L}$$

Si $k < 1$, el sólido a formarse tendrá una concentración de soluto menor a la del líquido, por lo tanto, el soluto será reyectado hacia este último, que irá incrementando su concentración a medida que avanza la solidificación. Por el contrario, si $k > 1$ el sólido a formarse tendrá una concentración de soluto mayor a la del líquido y, por lo tanto, éste último sufrirá una disminución de soluto durante la solidificación (Fig. 4-47).

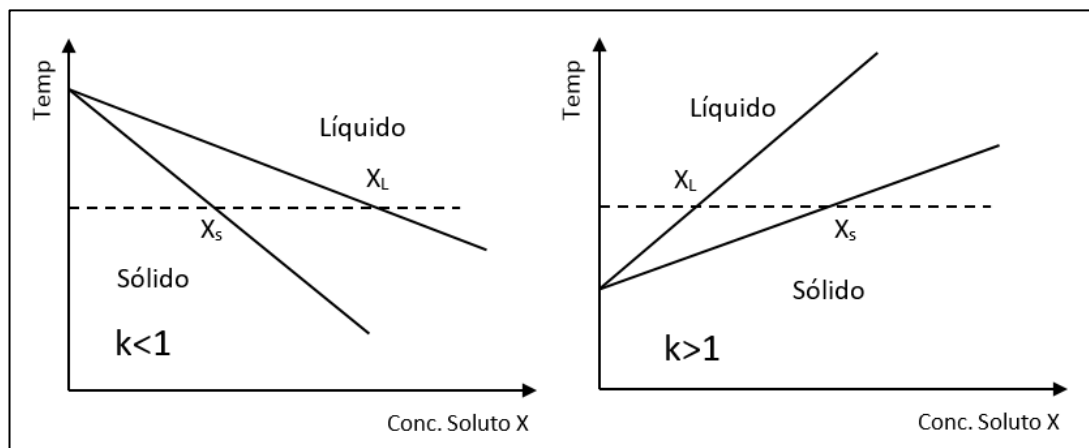


Fig. 4-47: Solidificación de aleaciones con $k < 1$ y $k > 1$.

Para el caso de aleaciones base hierro, es importante destacar que el coeficiente de partición de los elementos de aleación varía según el contenido de carbono presente, como se muestra en la Fig. 4-48 (Morita, 1983). De hecho, algunos elementos químicos tales como el Si, Cu y Ni cambian su comportamiento notablemente, llegando a invertir su segregación. En el caso del Si, por ejemplo, presenta segregación directa ($k < 1$) en el rango de los aceros ($C < 2\%$), mientras que para las fundiciones de hierro ($C > 2\%$) su coeficiente de partición es $k > 1$.

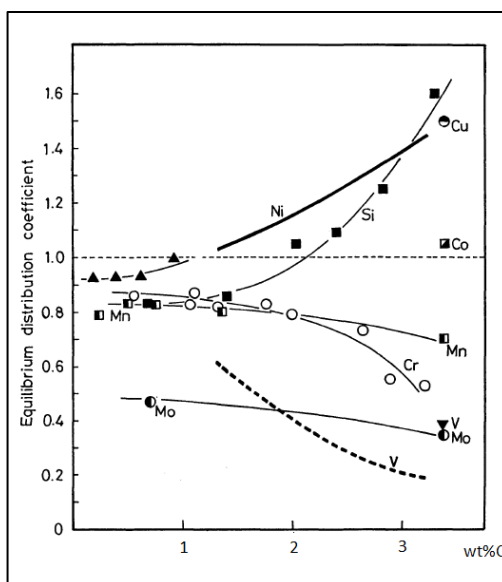


Fig. 4-48: Coeficientes de partición en función del porcentaje de carbono (Morita, 1983).

4.4.4 Técnicas de caracterización de estructura de solidificación

La caracterización de la estructura de solidificación de los aceros consiste en identificar diferentes parámetros relacionados a la solidificación de los mismos, para lo cual se han desarrollado distintas técnicas. Entre los atributos más importantes a ser caracterizados, es posible mencionar:

- Tamaño de grano de la austenita previa.
- Espaciado dendrítico secundario.
- Microestructura.
- Microsegregación.

El tamaño de grano de la austenita previa se determina mediante el procedimiento detallado en la norma ASTM E 112, aunque también existen normas en caso de que haya dos tamaños de grano bien diferenciados (ASTM E 930 y E 1181). De acuerdo a la norma, el tamaño de grano austenítico se puede determinar mediante la comparación con cartas, mediante el conteo de granos en un área determinada o mediante la intersección de granos con líneas trazadas al azar. El ataque químico para revelar los bordes de grano depende de la microestructura del acero.

El espaciado dendrítico secundario puede ser medido mediante el uso de un software analizador de imágenes, realizando previamente un ataque adecuado sobre la superficie del material. En la obtención de aceros por colada continua, este procedimiento se realiza mediante ataque con reactivo Oberhoffer (Capurro, 2010). Este reactivo, también denominado cloruro férrico modificado, es sensible a la segregación de fósforo y azufre y permite revelar claramente el patrón dendrítico causado durante la solidificación. La composición de este ataque es: 30 g de cloruro férrico, 1 g de cloruro cúprico, 0.5 g de cloruro estañoso, 50 ml de ácido clorhídrico, 500 ml de alcohol etílico y 500 ml de agua destilada.

La microestructura de solidificación puede ser revelada con un gran número de reactivos, dependiendo del tipo de fases presentes en la misma. Por lo general, reactivos como el nital (2%) y picral (5%) revelan correctamente la microestructura en aceros de baja aleación, como los utilizados en este trabajo.

Por último, la microsegregación puede ser caracterizada mediante un microscopio electrónico acoplado a un detector EDS o WDS. Éstos tienen la capacidad de medir composiciones químicas en zonas muy pequeñas. Si bien los equipos WDS tienen un poder de resolución mucho mayor que los EDS, actualmente existen equipos EDS con detectores “silicon-drift” con los cuales se obtienen resultados similares a un WDS (Çubukçu, 2008). Adicionalmente, la microsegregación de silicio en fundiciones de hierro es revelada mediante una técnica de ataque color, que se realiza mediante la aplicación de un reactivo químico, reactivo Motz, consistente en una solución de 10 g de NaOH, 40 g de KOH, 10 g de ácido pícrico, 50 ml de alcohol etílico y agua destilada. Se aplica en caliente (a la temperatura de ebullición del reactivo) sobre muestras pulidas a espejo. El ataque produce la deposición de finas láminas de óxido (entre 0.04 y 0.5 μm) sobre la superficie de la muestra. Las láminas son producto de la reacción entre el reactivo y el metal y su espesor depende de la concentración de elementos de aleación (especialmente del silicio) en cada zona. Debido al fenómeno de interferencia de la luz, cada espesor produce una coloración distinta sobre la superficie y de esta manera se puede observar la distribución de Si causada durante la solidificación y determinar las zonas LTF (últimas zonas en solidificar) y FTF (primeras zonas en solidificar).

Este reactivo se utiliza frecuentemente en fundiciones de hierro con el objetivo de ubicar zonas microsegregadas (Rivera (2002), Jiyang (2009)). La Fig. 4-49 muestra la superficie de una fundición con grafito esferoidal a la cual se aplicó ataque color. En esta muestra puede observarse una secuencia de colores que se repite al desplazarse desde FTF a LTF, del tipo verde/azul, naranja, amarillo, verde/azul, etc. Debe destacarse que la coloración de cada porción de la matriz metálica luego del ataque dependerá del tiempo de ataque empleado. Sin embargo, la secuencia de colores, desde las zonas primeras en solidificar hacia las últimas regiones microsegregadas, correspondientes a las últimas regiones en solidificar, se mantiene. Cabe aclarar que no se han encontrado hasta el momento artículos en la bibliografía que muestren la aplicación de este tipo de ataque sobre aceros, sin embargo, se cree que puede ser una herramienta poderosa al aplicarse sobre aceros colados de alto silicio.

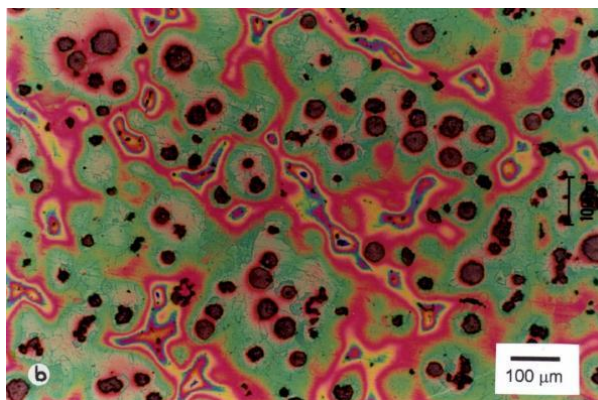


Fig. 4-49: Ataque color aplicado en fundición de hierro nodular (Rivera, 2002).

4.4.5 Discusión sobre la estructura de solidificación de aceros

El estudio de la estructura de solidificación de los aceros colados de alto silicio que se utilizarán en este trabajo será la primera tarea a realizar, ya que si bien muchas de las características que presentan los aceros en su estado bruto de colada se perderán luego de realizar los tratamientos térmicos, algunas de ellas permanecerán, como es el caso de la microsegregación.

La microsegregación juega un rol muy importante en este trabajo, ya que es la principal diferencia entre los aceros bainíticos libres de carburos que se pretenden desarrollar y aquellos que han sido reportados en bibliografía. Como se mencionó en la sección 4.3, la cinética de reacción, así como la microestructura final en un tratamiento térmico de austempering depende fuertemente de la composición química del acero, por lo tanto, si la matriz metálica es heterogénea en su composición química, es de esperar que la microestructura también presente variaciones punto a punto.

4.5 Piezas de acero obtenidas por fusión y colada

4.5.1 Introducción

El proceso de obtención de piezas mediante la técnica de fusión y colada es uno de los métodos más antiguos y se remonta a 6.000 años de antigüedad. El principio de la fundición es simple: se funde el metal, se vacía en un molde que contempla el tamaño y la geometría de la pieza deseada y se deja enfriar. Las ventajas más importantes de este proceso de fabricación son:

- Se puede usar para crear partes de geometría compleja.
- Algunos procesos de fundición pueden producir partes terminadas o semiterminadas, que requieren pocas operaciones subsecuentes de mecanizado para cumplir los requisitos geométricos y dimensionales de la pieza.
- Se pueden obtener piezas de gran tamaño, difíciles de producir por otras técnicas. Se han fabricado piezas fundidas que pesan más de 100 toneladas.
- Existen técnicas particulares que permiten la producción tanto para grandes series de piezas como para producción a pequeña escala.

La factibilidad de aproximarse a la geometría y dimensiones finales vuelve a los procesos de fundición una opción muy económica en el caso de que el diseño conlleve a una geometría irregular, lo cual es una de sus grandes ventajas respecto de otros procesos. Sin embargo, este método de fabricación tiene desventajas, entre las que se destacan la tendencia a la formación de poros y la heterogeneidad microestructural.

4.5.2 Producción de acero colado

El acero no se caracteriza por ser fabricado mediante técnicas de fusión y colada, más bien es comúnmente fabricado mediante procesos de colada continua y luego laminado, trefilado o forjado. De acuerdo a la CIFRA (Cámara de Industriales Fundidores de la República Argentina - www.fundidores.org.ar), un 60% de los productos base hierro que se fabrican en el país mediante fusión y colada son de fundición de hierro laminar, un 33% son de fundición de hierro nodular y sólo un 7% son de acero colado. Esto se debe a que las fundiciones de hierro son significativamente más fáciles y económicos de colar que los aceros. Con sólo observar un diagrama Fe-C (Fig. 3-6) es posible notar que la temperatura de fusión de una fundición eutéctica (con 4.3% de carbono) es de 1147°C, mientras que la temperatura de fusión de los aceros (contenido de carbono menor a 2.1%) es superior a 1450°C. Esto conduce a un mayor gasto de energía y otros problemas relacionados con el manejo de metal fundido a tan alta temperatura, como, por ejemplo: corrosión de hornos y moldes, mayor solubilidad de gases, oxidación del metal en la superficie, etc. Todos estos factores atentan contra la calidad metalúrgica de la pieza a fabricar y la hacen más dificultosa.

A pesar de las dificultades que implica colar acero, existen piezas de alta performance que, debido a su geometría y requerimientos, son fabricadas en acero colado. Por lo general, las piezas de acero colado se fabrican ante altísimos requerimientos mecánicos, los cuales no pueden ser satisfechos por las fundiciones de hierro, o cuando se requieren piezas de acero inoxidable, por ejemplo, en la industria alimenticia. Los principales mercados son la industria minera, petrolera, automotriz, ferroviaria, agrícola y naval. La Fig. 4-50 muestra algunas piezas de acero colado fabricadas en Argentina por la empresa “Acerías 4C” (www.acerias4c.com.ar).

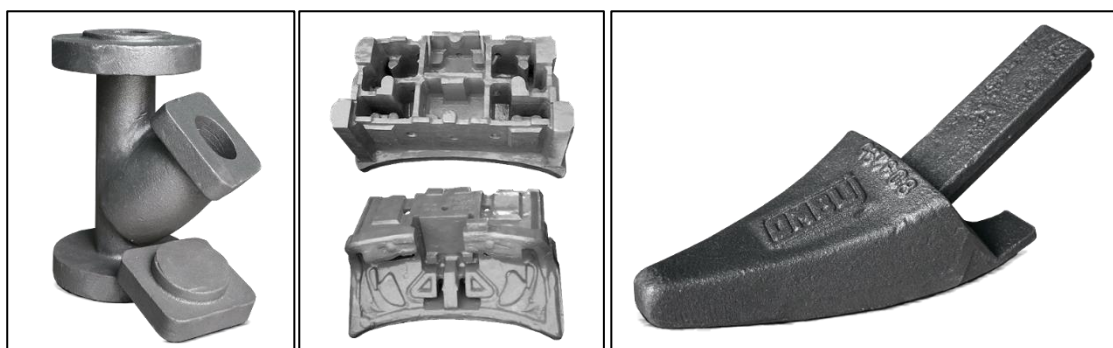


Fig. 4-50: Piezas de acero colado de fabricación nacional (www.acerias4c.com.ar).

Generalmente los aceros se funden en hornos de arco eléctrico o de inducción eléctrica y se cuegan en moldes de arena ligados por resinas. Sin embargo, la necesidad que tiene la industria de ofrecer al mercado productos confiables a precios bajos, ha llevado a lograr grandes desarrollos en el campo, ya sea desde el punto de vista metalúrgico como del proceso en sí. Los avances tecnológicos han permitido desarrollar técnicas mejoradas en todos los subprocesos necesarios para la obtención de piezas coladas, desde el tratamiento de metal base hasta la fabricación automatizada de moldes. Sobre estas nuevas técnicas, las simulaciones numéricas y la tecnología rapid prototyping son quizás las más importantes. Las simulaciones numéricas se realizan mediante software comerciales (*MagmaSoft*, *Nova Flow&Solid*, etc) y herramientas que permiten diseñar sistemas de alimentación y realimentación optimizados, logrando la fabricación de piezas con un número de defectos muy reducido, optimizando el rendimiento de metal. Por otro lado, la tecnología rapid prototyping permite la fabricación, a bajo costo, de modelos complejos de manera muy rápida y precisa mediante impresión “3D”. Partiendo de un diseño “cad” es posible fabricar modelos complejos con dimensiones exactas en tiempos cortos, siendo un sistema muy flexible que permite la rápida modificación de los modelos cuando el diseño lo requiera.

4.5.3 Defectos típicos en piezas coladas

Existen varios tipos de defectos en las piezas coladas, muchos de ellos ligados a variaciones en las condiciones operativas, los cuales pueden ser identificados y corregidos. Sin embargo, algunos de ellos son inherentes al proceso de fabricación y no pueden eliminarse. Entre los posibles defectos que pueden presentar las piezas coladas están las cavidades de por gases atrapados (cavidades esféricas), discontinuidades o falta de llenado por metal frío, defectos superficiales por problemas en los moldes, inclusiones, etc. En esta sección se desarrollarán brevemente los defectos de cavidades de contracción y microsegregación, ya que estos son inherentes al proceso de solidificación y son de interés para el desarrollo de esta tesis.

4.5.3.1 Cavidades de contracción

Las cavidades de contracción, denominados rechupes, son cavidades rugosas que se forman debido a la disminución de volumen que sufre el acero cuando solidifica y se enfría. La forma de evitarlos es mediante sistemas de mazarotas, que son reservorios de metal y tienen como función realimentar los moldes con metal líquido a medida que se produce la contracción por cambio de estado y enfriamiento.

A escala macroscópica, las cavidades de contracción pueden ser dispersas o concentradas, tal como indica la Fig. 4-51. La macroporosidad concentrada aparece normalmente en mazarotas y canales de alimentación. Por otro lado, los macrorrechupes dispersos suelen aparecer en los centros geométricos, denominados puntos calientes, ya que estas zonas son las últimas en solidificar y no tienen la posibilidad de ser realimentadas, pues están rodeadas de sólido, razón por la cual pueden presentar cavidades de contracción. Las cavidades de contracción perjudican las propiedades mecánicas de las piezas, ya que actúan como concentradores de tensión y como puntos de iniciación de falla por fatiga. Un adecuado diseño del sistema de alimentación, es decir, el sistema de canales por los cuales se llena el molde, permite disminuir la macro porosidad o, al menos, direccionarla hacia zonas donde su presencia no comprometa la integridad de la pieza colada.

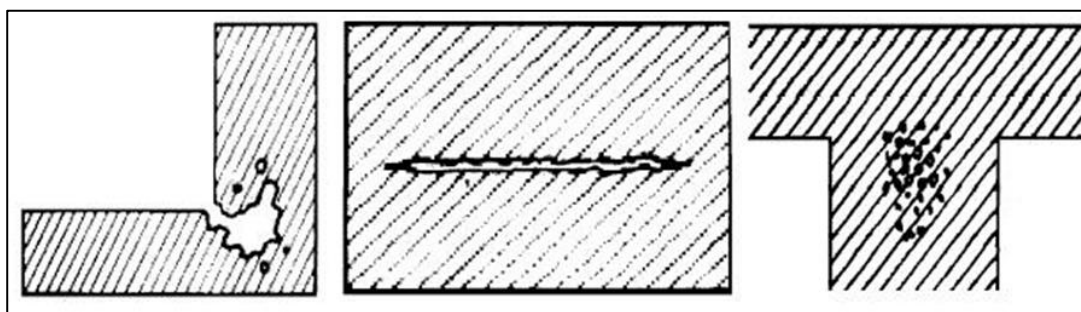


Fig. 4-51: Esquema de cavidades de contracción macroscópicas en puntos calientes.

También existen cavidades de contracción a escala microscópica: la causa de su formación es similar a la de las macroscópicas, sin embargo, son del orden de los micrones y son consecuencia de la falta de realimentación a escala micro, es decir, ocurre entre brazos dendríticos (zonas LTF por *last to freeze*). La Fig. 4-52(A) muestra la diferencia entre la macro y la microporosidad dispersa en una muestra de fundición de hierro nodular (Tenaglia, 2016). La macroporosidad (indicada con una flecha negra) tiene varios milímetros de longitud y, consecuentemente, se puede observar a ojo desnudo. Como ya se mencionó, aparece en puntos calientes de la pieza, es decir, en las últimas zonas macroscópicas en solidificar. Éstas pueden ser eliminadas mediante un correcto sistema de realimentación.

Por otro lado, los microrrechupes (indicados con flechas blancas) tienen un tamaño del orden de los micrones, por lo tanto, hay que observarlos mediante un microscopio. Éstos están asociados zonas LTF, aparecen dispersos en el volumen de la pieza y se producen durante las últimas instancias de la solidificación, por lo tanto, esas zonas son difícilmente realimentadas, pues están rodeadas de material que ya ha solidificado. La Fig. 4-52(B) muestra un esquema de solidificación dendrítica, en el cual se indica la formación de pequeñas cavidades entre brazos dendríticos (Krauss, 2003). Por esta razón, es muy posible encontrar en cualquier pieza colada este tipo de cavidades microscópicas en mayor o menor medida.

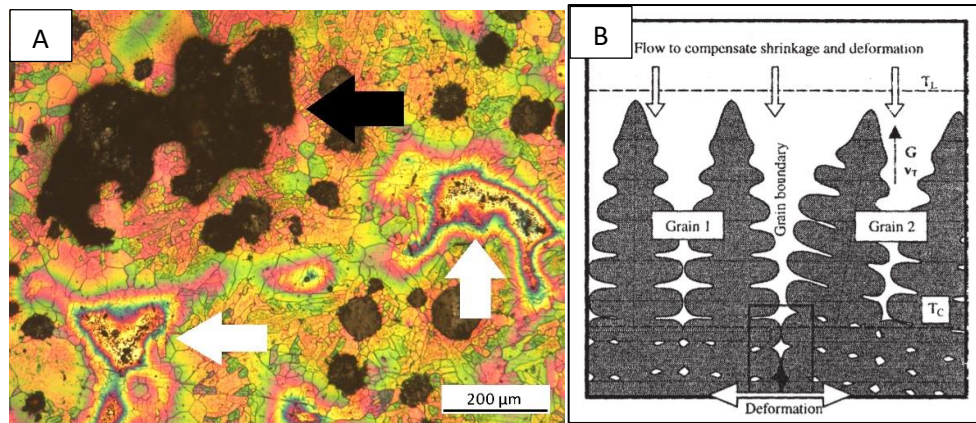


Fig. 4-52: Macro (flecha negra) y microcavidades (flechas blancas) de contracción en fundición nodular (A) (Tenaglia, 2016). Esquema de formación de microrrechupes de contracción (B) (Krauss, 2003).

4.5.3.2 Heterogeneidad química en piezas coladas

Como se ha mencionado en la sección 4.4.3, el proceso de segregación es inherente al de solidificación y ocurre por una diferencia de solubilidad de los aleantes en el líquido y en el sólido. La segregación de elementos de aleación ocurre a escala macroscópica y se evidencia, por ejemplo, en diferencias en la composición química entre la superficie y el centro de piezas coladas. Esta heterogeneidad se denomina macrosegregación y toma importancia en piezas de gran tamaño. Por otro lado, la microsegregación está presente en todas las piezas coladas y provoca distintas composiciones químicas entre dendritas y las zonas interdendríticas. La Fig. 4-53 muestra un esquema de la solidificación dendrítica de un lingote y la microsegregación asociada. En la imagen, las zonas oscuras corresponden a regiones con mayor concentración de aleantes que han sido reyectados por las dendritas.

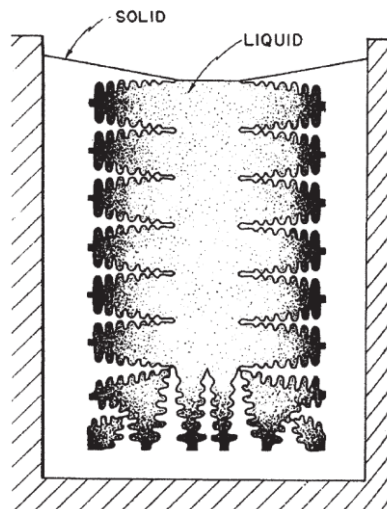


Fig. 4-53: Esquema de solidificación dendrítica y microsegregación asociada. Las zonas oscuras indican mayor concentración de soluto (Krauss, 2003).

La gran mayoría de los trabajos realizados sobre ABLC utilizan como material de partida aceros homogeneizados y laminados. La homogeneización es un tratamiento térmico mediante el cual la pieza se

mantiene a altas temperaturas durante largos periodos de tiempo (por ejemplo, 1200°C durante 48 horas), lo cual otorga a los elementos de aleación un aumento significativo de movilidad causado por una mayor difusividad. Durante este proceso, la microsegregación disminuye y se logra un reparto de elementos de aleación más homogéneo en la matriz metálica. Por otro lado, el proceso de laminado en caliente también produce una disminución de la segregación. En este caso, altas temperaturas y deformaciones causan una mayor difusión y recrystalización, lo cual promueve una composición química más uniforme. La Fig. 4-54 muestra cómo se modifica el patrón de microsegregación a medida que aumenta el radio de reducción por laminado en caliente. Es posible observar que este proceso lleva a una distribución más homogénea de los elementos de aleación (Krauss, 2003).

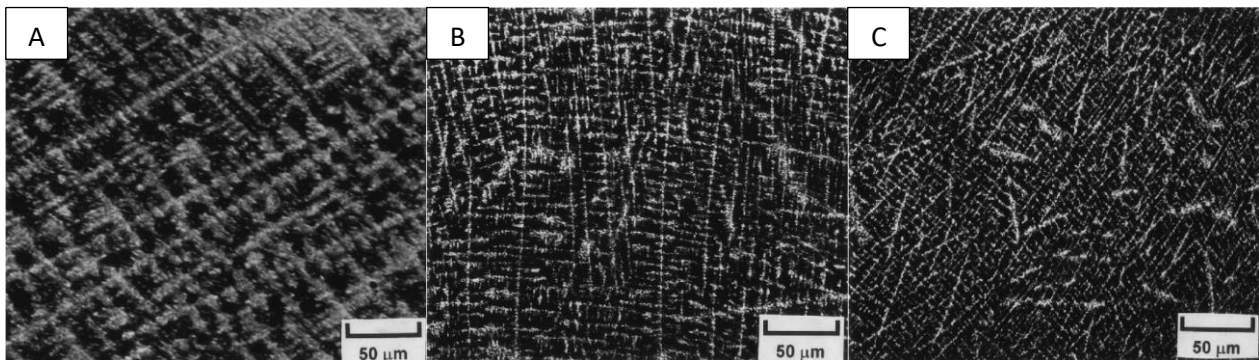


Fig. 4-54: Microsegregación en función de la severidad de laminado en caliente. 7:1 (A). 10:1 (B). 27:1 (C) (Krauss, 2003).

4.5.4 Discusión sobre piezas de acero colado

Las piezas coladas son sin lugar a dudas las que presentan más defectos si se las compara con piezas obtenidas por las técnicas de procesamiento termomecánico mencionadas anteriormente, razón por la cual muchos clientes prefieren que sus piezas de geometrías complejas sean conformadas, por ejemplo, mediante forja. Gran parte de los defectos en las piezas coladas pueden ser corregidos: la morfología, extensión y ubicación de los mismos son los únicos parámetros que determinarán sus causas y posibles acciones a tomar para eliminarlos. Claro está que la experiencia aquí juega un papel muy importante, sobre todo a la hora de encontrar la causa de los defectos.

La gran mayoría de los defectos en piezas coladas se pueden solucionar mediante la corrección de algunos parámetros propios del proceso productivo: temperatura de colada, tiempo de colada, sistema de alimentación, material de carga del horno, cantidad de resina utilizada para ligar la arena de los moldes, el uso de filtros, el tratamiento en cuchara del metal, etc. Sin dudas, las nuevas tecnologías como las simulaciones numéricas y rapid prototyping son esenciales para la producción de piezas sin defectos o con defectos controlados. Sin embargo, hay un defecto que no puede eliminarse por completo: los patrones de microsegregación causados durante la solidificación (descritos en la sección 4.4), son rasgos característicos de cualquier pieza colada y las diferencian de aquellas obtenidas mediante algún proceso termo-mecánico que implique altas temperaturas y deformaciones, como la forja y la laminación. Se cree que este defecto perjudica las propiedades mecánicas de las piezas coladas, por lo tanto, será necesario evaluar las mismas y realizar una comparación con aquellas obtenidas en aceros laminados, para determinar la diferencia en cuanto a comportamiento mecánico entre este tipo de materiales.

4.6 Templabilidad y austemperabilidad de aceros

4.6.1 Introducción

Como se ha mencionado, el objetivo principal de este trabajo es desarrollar microestructuras bainíticas libres de carburos a partir de aceros colados, con el objetivo de introducir este tipo de microestructuras en la producción de piezas coladas de alta performance. En este sentido, resulta imprescindible obtener la microestructura deseada en todo el volumen de la pieza, evitando la presencia de fases indeseadas que lleven a un deterioro de las propiedades mecánicas. Aquí surge el concepto de austemperabilidad (análogo a la templabilidad), que está relacionado con el máximo tamaño de pieza que puede ser satisfactoriamente austemperado en un baño de sales, obteniendo una microestructura completamente bainítica. El objetivo de esta sección es desarrollar los conceptos de templabilidad y austemperabilidad y los métodos utilizados para su determinación.

4.6.2 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura del acero

Durante el enfriamiento de un acero desde una temperatura dentro del campo austenítico, la velocidad de enfriamiento (V_e) determina la microestructura resultante y, en consecuencia, sus propiedades mecánicas, tal como se mencionó en la sección 4.1. La Fig. 4-55 muestra las curvas de tiempo-temperatura-transformación (TTT) de un acero eutectoide y distintas velocidades de enfriamiento desde una temperatura dentro del campo austenítico. En el enfriamiento en equilibrio, es decir, a una velocidad infinitamente lenta, se produce para contenidos de carbono entre 0.02 y 1.2% y a 723°C aproximadamente, la transformación de austenita en una mezcla de láminas alternadas de ferrita y cementita, denominada perlita. Este tipo de enfriamiento otorga el tiempo necesario para la difusión de átomos de hierro y carbono que permite a la austenita transformar en fases tan disimiles como la ferrita (0.02% de C) y cementita (6.7% de C).

Si la velocidad de enfriamiento aumenta progresivamente, disminuye el tiempo para la difusión y, por lo tanto, la microestructura se aparta cada vez más respecto de la de equilibrio, obteniendo estructuras laminares cada vez más finas, dado que se compensa la disminución de la difusión con una menor distancia a recorrer por los átomos que migran. Si se aumenta aún más la velocidad de enfriamiento, existen zonas dentro del material que rápidamente alcanzan temperaturas donde se inhibe la difusión del hierro ($\sim 500^\circ\text{C}$) y del carbono ($\sim 200^\circ\text{C}$), dando lugar a la transformación martensítica, consistente en un movimiento cooperativo de planos atómicos, donde la estructura cúbica centrada en las caras (fcc) de la austenita se transforma en una cúbica centrada en el cuerpo (bcc), igual que la ferrita, pero sobresaturada en carbono. La austenita se transforma totalmente en martensita cuando la velocidad de enfriamiento supera la velocidad crítica del acero (V_c) de la Fig. 4-55 (Maroni, 1976).

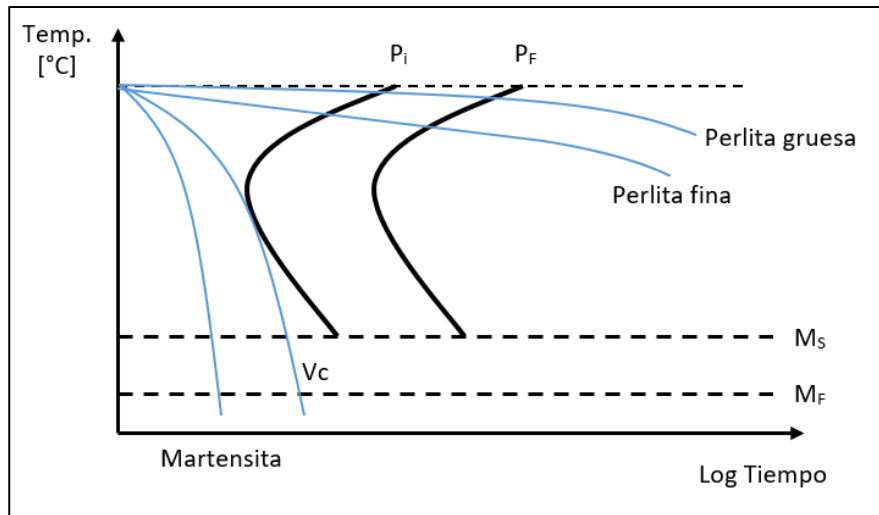


Fig. 4-55: Curvas de cinética de transformación de un acero eutectoide y distintas velocidades de enfriamiento.

La martensita es la microestructura más dura que se puede obtener en un acero. La dureza de la misma depende de la distorsión de la red cristalina y ésta, del contenido o sobresaturación en carbono, mientras que los elementos de aleación tienen un efecto secundario y limitado en la dureza del acero. La Fig. 4-56(A) muestra la relación entre la dureza de la martensita y el contenido de carbono del acero.

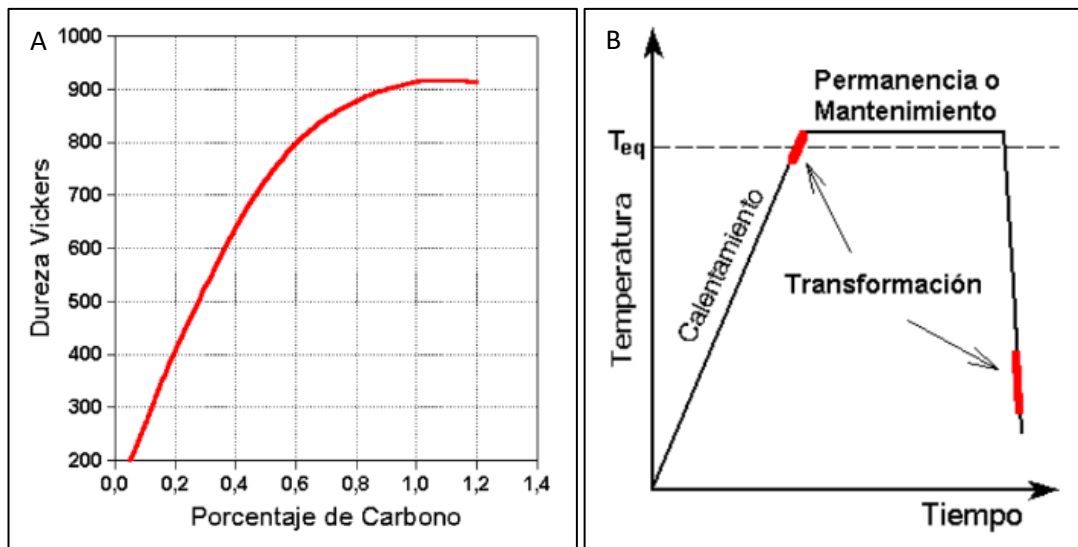


Fig. 4-56: Dureza de la martensita en función del contenido de carbono (Maroni, 1976) (A). Ciclo térmico de temple (B).

El temple es el tratamiento térmico que se utiliza para obtener microestructuras martensíticas. Tal como indica la Fig. 4-56(B), consiste en calentar el material hasta el campo austenítico, mantener esa temperatura para obtener una microestructura completamente austenítica y luego realizar un enfriamiento rápido para obtener una velocidad de enfriamiento mayor a la velocidad crítica (V_c). Las grandes velocidades de enfriamiento se logran enfriando el material en aceite, agua e incluso salmuera.

4.6.3 Templabilidad

Los aceros templados y revenidos son actualmente muy utilizados en la industria debido a las propiedades mecánicas que pueden lograrse al realizar esta combinación de tratamientos térmicos. El revenido (tratamiento isotérmico entre 150 y 600°C), que se realiza luego de un temple, tiene el objetivo de otorgarle tenacidad al material, en detrimento de dureza y resistencia mecánica. Algunas de las aplicaciones de este tipo de aceros son: bulones, tuercas, cigüeñales, manivelas, chavetas, puntas de eje, engranajes, etc.

El uso de distintas composiciones químicas y distintos parámetros de los tratamientos térmicos permite obtener un abanico de propiedades mecánicas amplio. Para poder hacer un temple y revenido en un acero determinado, lo primero que se debe determinar es la templabilidad del mismo, lo cual determinará si el acero es apto para ser templado y, en caso de que lo sea, el tamaño de pieza máximo que se puede temprar satisfactoriamente.

La templabilidad se define como “la susceptibilidad a endurecer por enfriamiento rápido” o “como la propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza producida por temple en aleaciones ferrosas”. La fuente de la dureza es la formación y la presencia de martensita, por lo tanto, otra definición aceptable sería “la capacidad de un acero de transformar parcial o completamente desde la austenita a algún porcentaje de martensita, hasta una dada profundidad, cuando se enfría bajo determinadas condiciones”. En la práctica se utiliza para determinar el máximo diámetro de pieza que se puede temprar en diferentes medios para obtener una microestructura 99% o 50% martensítica (Maroni, 1976).

En una pieza de dimensiones finitas, durante el enfriamiento en cualquier medio (agua, aceite, etc.), la velocidad de enfriamiento es mayor en la superficie que en el centro, ya que la superficie está en contacto con el medio, que se encuentra a menor temperatura. Cuando la velocidad de enfriamiento en el centro de la pieza es mayor que la velocidad crítica del acero empleado ($V_e > V_c$), entonces la pieza completa estará compuesta por martensita. Si la $V_e > V_c$ en la superficie y la $V_e < V_c$ en el centro, entonces, se obtendrá martensita en la superficie con perlita progresivamente más gruesa hacia el centro.

La velocidad de enfriamiento de un punto dentro de una pieza depende del medio de enfriamiento (caracterizado con un valor H), del tamaño de la pieza (D) y de la posición dentro de la pieza (r_i). La función del medio de enfriamiento es la de extraer el calor de la pieza en forma continua y su eficacia para lograrlo se mide mediante la severidad del temple “ H ”. Un medio de enfriamiento con un H mayor produce una velocidad de enfriamiento mayor. La Tabla 4-6 lista los valores de severidad de temple de algunos medios de enfriamiento, donde el agua sin agitación es el valor de referencia ($H=1$). Existe un caso ideal, en el cual $H=\infty$ y la superficie se enfría instantáneamente hasta la temperatura del medio.

Tabla 4-6: Severidad de temple de diferentes medios de enfriamiento.

Agitación	Medio			
	Aire	Aceite	Agua	Salmuera
Ninguna	0.02	0.25	1.0	2.0
Suave		0.3	1.1	2.2
Moderada		0.35	1.2	
Fuerte	0.05	0.5	1.8	
Violenta		0.9	4.0	5.0

Por otro lado, la velocidad crítica de enfriamiento necesaria para obtener una microestructura martensítica depende de la composición química del acero y del tamaño de grano, y puede observarse a partir de la posición de las curvas TTT o curvas "C". Los elementos de aleación modifican las curvas TTT, desplazándolas hacia mayores o menores tiempos y temperaturas. A modo de ejemplo se muestra en la Fig. 4-57 cómo el manganeso mueve las curvas TTT y, en consecuencia, cómo modifica la velocidad crítica en un acero con 0.6% de carbono. Un acero con mayor contenido de manganeso puede ser enfriado más lentamente que un acero con menor contenido y obtener una estructura de temple: esto indica que el manganeso aumenta la templabilidad del acero. Este mismo fenómeno ocurre con el cromo, níquel, molibdeno, etc.

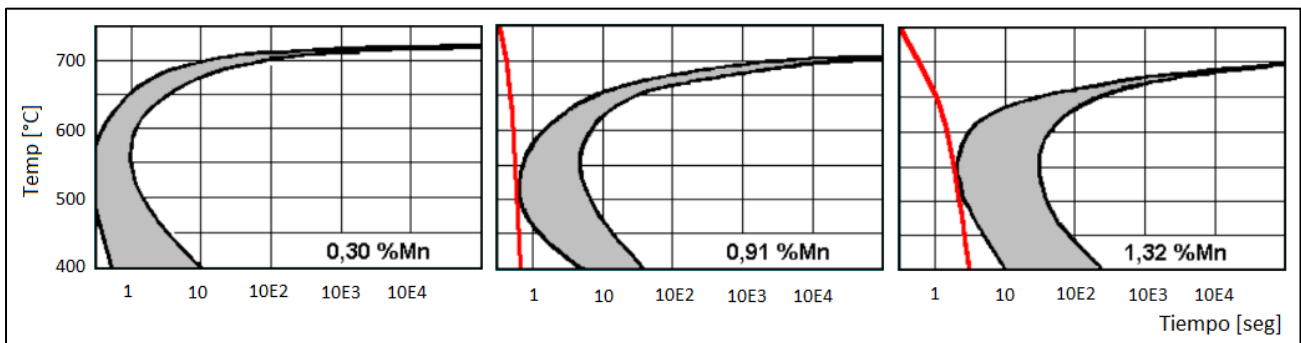


Fig. 4-57: Efecto del Mn en la templabilidad de un acero con 0.6%C.

La manera práctica de determinar la templabilidad de una aleación base hierro es mediante el ensayo Jominy, descrito en la norma ASTM A255. El mismo se realiza sobre una probeta de dimensiones standard (Fig. 4-58) fabricada con el material a ser ensayado, la cual es calentada hasta una temperatura dentro de campo austenítico y luego ubicada en el dispositivo mostrado en la Fig. 4-58. Sobre la cara inferior de la probeta incide un chorro de agua; a esta superficie se la denomina extremo templado. A medida que aumenta la distancia al extremo templado, la velocidad de enfriamiento del material disminuye. Es importante destacar que la conductividad térmica de todos los aceros es muy similar, por lo tanto, se considera que la velocidad de enfriamiento sólo depende de la distancia al extremo templado, denominada distancia Jominy (D_j).

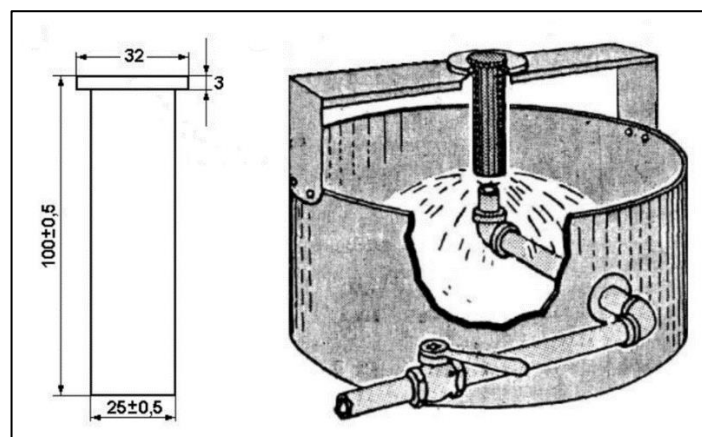


Fig. 4-58: Croquis de la probeta (medidas en mm) y dispositivo utilizado para realizar ensayos Jominy.

Luego del ensayo, las probetas se rectifican en dos de sus generatrices y se toman valores de dureza en escala HRC (Rockwell C) a lo largo de la distancia Jominy, con una distancia entre medidas de 1.6 mm, obteniendo un perfil de durezas (llamado curva Jominy) que resulta ser dependiente de la distancia Jominy y del acero. Dado que la condición de enfriamiento está establecida por el ensayo, la curva Jominy resulta finalmente dependiente únicamente del acero, es decir, de su composición química. La Fig. 4-59 muestra a modo de ejemplo la curva Jominy de un acero SAE 4140, la cual fue graficada con los puntos medidos a lo largo de una generatriz. En la misma se puede observar que la dureza en el extremo templado es máxima, ya que corresponde a la zona de la probeta con mayor cantidad de martensita, formada debido a una alta velocidad de enfriamiento. Como se mencionó anteriormente, a mayores distancias al extremo templado la velocidad de enfriamiento decrece y, consecuentemente, ocurre la formación de fases de alta temperatura (como la perlita y la ferrita) de menor dureza que la martensita, razón por la cual se observa un decaimiento en la dureza a medida que la D_j aumenta.

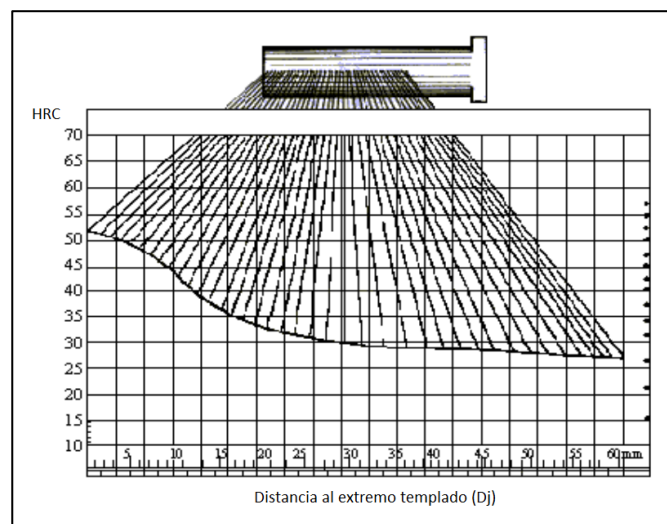
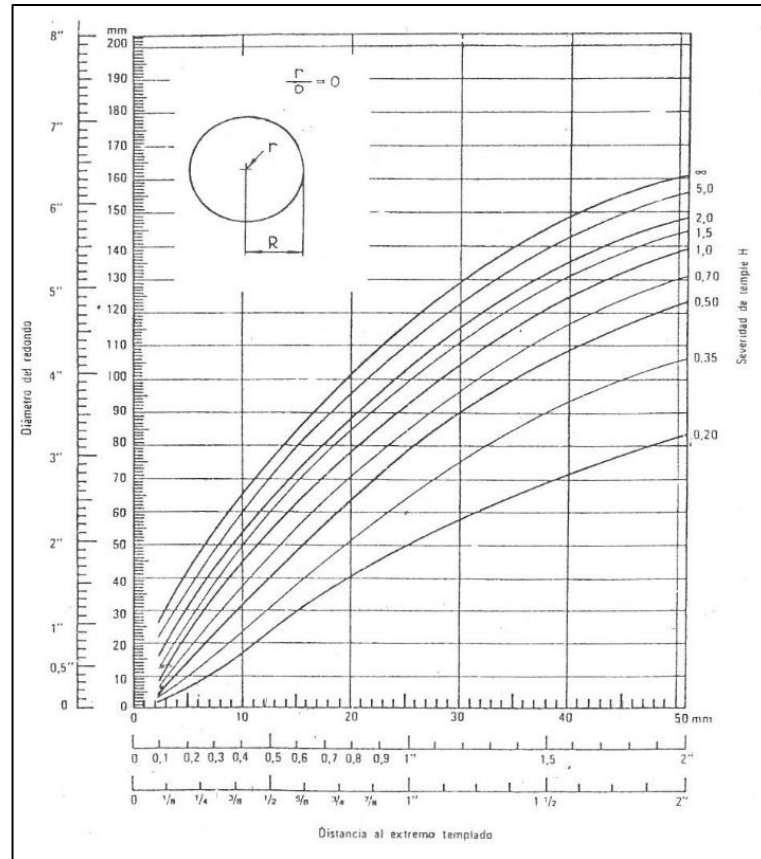


Fig. 4-59: Curva Jominy de un acero SAE 4140.

A partir del uso de la curva Jominy y conociendo la dureza de la martensita en función de su contenido de carbono (utilizando un gráfico como el de la Fig. 4-56), es posible obtener la distancia Jominy hasta la cual el acero tiene una microestructura 99% o 50% martensítica, de acuerdo al criterio que se adopte. Luego se utilizan las curvas de Lamont (Fig. 4-60) que permiten obtener el máximo diámetro de pieza que puede ser templada en función de la distancia Jominy (Maroni, 1976).

Fig. 4-60: Curva de Lamont para $r/R = 0$ (Maroni, 1976).

4.6.4 Austemperabilidad

La austemperabilidad de una aleación base hierro es similar a la templabilidad, pero en lugar de obtener una microestructura de temple (martensita), se busca una microestructura bainítica, la cual se obtiene generalmente con un tratamiento térmico de austempering. La manera en que se definen la templabilidad y austemperabilidad son análogas, ya que ambos términos hacen referencia a la habilidad de un material de evitar transformaciones de alta temperatura de la austenita, desde la temperatura de austenizado (T_A) hasta la temperatura de comienzo de transformación martensítica (M_s , en caso de la templabilidad) o hasta la temperatura de transformación bainítica (T_{Bi} , en el caso de la austemperabilidad), como se indica en la Fig. 4-61. En ambos casos es importante que la velocidad de enfriamiento en toda la pieza sea lo suficientemente grande como para evitar la transformación a fases de alta temperatura, como la perlita o ferrita, es decir, debe ser mayor que la velocidad crítica (V_c).

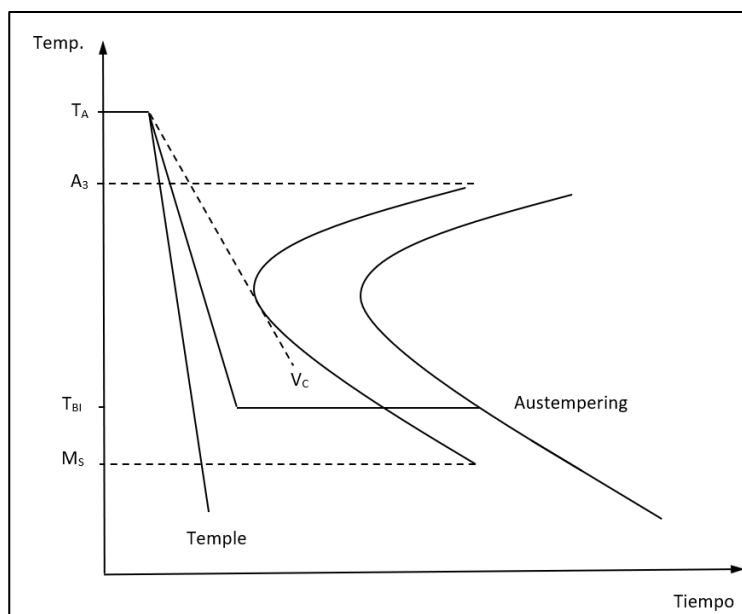


Fig. 4-61: Esquema de ciclo térmico de un temple y un austempering.

Entonces, la austemperabilidad de un acero determina el máximo tamaño de pieza que puede ser austemperada, obteniendo una microestructura completamente bainítica. Como se ha mencionado, la templabilidad se puede determinar mediante el procedimiento que se denomina “ensayo Jominy”, sin embargo, la austemperabilidad no es un concepto tan universal como el de templabilidad, su cálculo no está estandarizado y depende de varios factores, como la temperatura de austempering y el coeficiente de transferencia de calor del medio en que se realiza (coeficiente pelicular “ h ”), entre otros. Una de las maneras de determinar la austemperabilidad de un acero (o fundición de hierro) es mecanizar cilindros de distintos tamaños, someterlos a un tratamiento de austempering y evaluar, mediante observación metalográfica, cuál es el máximo diámetro de pieza sobre el cual se obtienen microestructuras completamente bainíticas. Este procedimiento debe ser realizado para diferentes temperaturas de austempering, ya que la extracción de calor del medio (en general son baños de sales fundidas) es dependiente de la misma.

4.6.5 Discusión sobre templabilidad y austemperabilidad

La templabilidad de los aceros es un concepto totalmente estudiado y estandarizado, que se puede calcular mediante un procedimiento denominado ensayo Jominy, el cual está claramente descrito en la norma ASTM A255, pues gran parte de los aceros se tratan térmicamente mediante un temple y revenido.

Por otro lado, la austemperabilidad de los aceros no se determina mediante un procedimiento estandarizado, ya que la misma depende no sólo del material, sino también del medio en el cual se realiza el austempering, más específicamente su coeficiente pelicular (h) y su temperatura.

Sin lugar a dudas, si se pretende diseñar aceros colados con microestructuras bainíticas libres de carburos, es indispensable conocer la austemperabilidad de los mismos, para determinar el tamaño máximo de pieza que se puede tratar térmicamente para obtener la microestructura deseada en todo el volumen de la pieza.

5 Objetivos particulares

Como se mencionó en el punto 3, el objetivo general de la presente tesis incluye la generación de conocimientos sobre aspectos metalúrgicos referidos al proceso de obtención de aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos, haciendo hincapié en el estudio de su solidificación, sus transformaciones en estado sólido, tratamientos térmicos y propiedades mecánicas. En base a este objetivo general y lo revisado en literatura disponible, se plantean lograr los siguientes objetivos particulares:

- 1- A partir de aleaciones reportadas en bibliografía, utilizadas para el estudio de aceros bainíticos libres de carburos, diseñar, en cuanto a composición química se refiere, diferentes aceros que permitan estudiar la factibilidad de desarrollo de estructuras bainíticas libres de carburos en aceros colados.
- 2- Analizar la estructura de solidificación de los aceros en su estado bruto de colada o “as cast”, evaluando su macro y microestructura en función de la composición química. Analizar los perfiles de microsegregación de elementos de aleación y espaciado dendrítico secundario, ya que estos parámetros tendrán una fuerte influencia en las microestructuras que se obtendrán luego de los tratamientos térmicos de austemperizado. Es importante destacar que la segregación de los elementos de aleación puede afectar la cinética de las transformaciones en estado sólido, y consecuentemente afectar la homogeneidad microestructural, siendo necesario estudiar la distribución de los elementos de aleación en detalle.
- 3- Estudiar la templabilidad y austemperabilidad de los aceros diseñados, para poder establecer un tamaño máximo de pieza en la cual se puedan obtener microestructuras completamente bainíticas, libres de carburos, en función de la composición química de los aceros y de la temperatura de austempering.
- 4- Estudiar la transformación bainítica para cada uno de los aceros estudiados, analizando en detalle la influencia de la temperatura de austemperizado y los niveles de microsegregación sobre distintos aspectos relacionados con la transformación, tales como: tiempo necesario para fin de transformación, lugares preferenciales para la nucleación de bainita, morfología y cantidades de fases presentes en la microestructura.
- 5- Realizar una caracterización mecánica de las estructuras bainíticas obtenidas en los aceros colados bajo estudio, mediante ensayos de tracción, dureza e impacto. Evaluar distintas variantes microestructurales, obtenidas mediante la selección de diferentes parámetros del tratamiento de austemperizado (temperatura y tiempo) con la finalidad de encontrar una microestructura óptima en cuanto a relación propiedades mecánicas/composición química del acero. Realizar una comparación con propiedades mecánicas reportadas en la literatura para aceros homogeneizados químicamente y otros aceros avanzados.

6 Diseño de aleaciones

El diseño de aceros aptos para ser tratados térmicamente y obtener microestructuras bainíticas libres de carburos es la primera tarea de esta tesis. Para diseñar la composición química de los mismos, se han utilizado valores y tendencias encontradas en bibliografía. Como se ha mencionado anteriormente, en general, los trabajos revisados han sido desarrollados para aceros homogeneizados y laminados en caliente (o forjados), con la consecuente eliminación parcial o total de los patrones de segregación originados durante la solidificación. Debido a esta razón, se han realizado algunas modificaciones para adecuar las composiciones químicas de los aceros laminados a aceros colados.

Los criterios elegidos para el diseño de las aleaciones se seleccionaron teniendo en cuenta un potencial desarrollo de piezas a escala industrial. Los criterios son: bajo costo, temperaturas de austempering que oscilen entre 230 y 400°C, que permitan un abanico grande de microestructuras y propiedades mecánicas, tiempos de transformación bainítica acordes a procesos industriales y austemperabilidad adecuada para producción de piezas.

La primera condición que deben satisfacer los aceros para lograr las microestructuras deseadas está relacionada con el contenido de silicio. Es bien sabido que se requiere un mínimo de 1.5% de silicio para evitar la precipitación de carburos durante la transformación (Caballero, 2012). Sin embargo, en el caso de aceros colados, si se usa un contenido de silicio de 1.5%, la microsegregación durante de solidificación provocaría que en algunas porciones del material el contenido de silicio sea inferior a 1.5%, no pudiendo asegurar obtener allí bainita libre de carburos. Por otro lado, un excesivo contenido de silicio provocaría una disminución en la tenacidad al impacto del acero (Caballero, 2001-A). De acuerdo a lo mencionado, se ha decidido utilizar un contenido de silicio de 2% en todos los aceros de este trabajo.

En cuanto al contenido de carbono, se decidió diseñar aceros de medio y alto carbono. Un contenido medio de carbono permite reacciones bainíticas más rápidas, lo cual es clave si se piensa en la aplicación industrial, y un mayor avance de la reacción, lo que se traduce en una menor fracción de austenita retenida y consecuentemente un bajo porcentaje de austenita blocky. Además, el uso de contenidos medios de carbono permite obtener piezas con mayor soldabilidad y generalmente conduce a microestructuras con alta ductilidad y baja resistencia mecánica y dureza (García-Mateo, 2017). Por otro lado, un alto contenido de carbono permite realizar tratamientos isotérmicos a menor temperatura, lo que implica un refinamiento en la microestructura y un mayor enriquecimiento de la austenita en C, haciéndola más estable térmica y mecánicamente. Este tipo de aceros tratado térmicamente a bajas temperaturas conduce a ultra alta resistencia mecánica, alta dureza y un gran comportamiento al desgaste. Estas características son ideales para la fabricación de piezas para la industria minera y agrícola, especialmente aquellas que sufren severa abrasión. Como contrapartida, este tipo de aceros de alto carbono tratados a baja temperatura requieren tiempos largos de austempering. Los aceros de medio carbono diseñados para este trabajo tienen un contenido de 0.4-0.54%, mientras que los aceros de alto carbono tienen un contenido entre 0.71-0.8%.

En cuanto a los elementos de aleación, se buscaron distintos contenidos de aleantes teniendo en cuenta dos aspectos fundamentales. Un bajo contenido de aleantes permite reacciones más rápidas y una reducción de costos. Por otro lado, un mayor contenido de aleantes produce un aumento de la austemperabilidad de los aceros, lo que permite obtener piezas de mayor tamaño.

La Tabla 6-1 muestra las composiciones químicas diseñadas para este trabajo. Los aceros 1 a 4 fueron diseñados en una primera etapa y son aceros de medio carbono. El acero 1 es un acero correspondiente a la

serie AISI 9200 y únicamente está aleado con Mn. Este elemento de aleación está presente en casi la totalidad de los trabajos reportados en bibliografía, ya que produce un aumento notable de la templabilidad del acero y de la estabilidad de la austenita a muy bajo costo. Por esta razón fue incluido en todos los aceros de este trabajo. El propósito del acero 1 es obtener reacciones rápidas y microestructuras con bajos niveles de austenita retenida. Como contrapartida, se espera que este acero tenga muy poca templabilidad, por lo que podría ser utilizado para la fabricación de piezas pequeñas.

Tabla 6-1: Composiciones químicas de los aceros colados.

	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Al	%Co
Acero 1	0.45	2.13	0.60					
Acero 2	0.54	2.01	0.64	0.50				
Acero 3	0.40	2.06	0.59	0.52	0.49	0.53		
Acero 4	0.43	2.06	0.58	0.59	0.56	0.53	0.61	0.21
Acero 5	0.71	2.01	0.58					
Acero 6	0.71	2.14	0.57	0.53				
Acero 7	0.80	2.01	0.93	1.01				

Para lograr un aumento de la templabilidad, el acero 2 tiene un mayor contenido de carbono, si se lo compara con el acero 1, y también fue aleado con cromo. Se decidió utilizar cromo para el aumento de la templabilidad y no un mayor contenido de manganeso, ya que pequeñas cantidades de distintos aleantes producen un efecto mayor en la templabilidad que una gran cantidad de un único aleante (Maroni, 1976).

En el acero 3, aparte de manganeso y cromo, fueron incluidos los elementos níquel y molibdeno. El propósito de este acero es lograr una gran templabilidad, con el fin de ser apto para la fabricación de grandes piezas. Nuevamente se decidió utilizar pequeñas cantidades de varios aleantes, por lo explicado anteriormente respecto de su mayor efecto sobre la templabilidad.

El acero 4 es similar al acero 3. Sin embargo y debido a que el acero 3 tiene una considerable concentración de elementos de aleación y se espera una cinética de reacción más lenta, el acero 4 fue aleado con aluminio y cobalto. Estos elementos se utilizan para acelerar las reacciones bainíticas a baja temperatura (García-Mateo, 2003).

Luego de haber obtenido los primeros resultados parciales sobre estos cuatro aceros y haber revisado nueva bibliografía, se decidió realizar tres nuevas coladas, los aceros 5, 6 y 7, con la finalidad de reajustar las composiciones químicas planteadas en un primer momento. En esta segunda etapa se tendió al uso de mayores contenidos de carbono, como se explicó anteriormente. Al igual que los aceros de la primera partida, el silicio fue fijado en un valor de 2%. El níquel y el molibdeno, así como el cobalto, fueron descartados de las nuevas composiciones químicas debido a su alto costo. En tanto que el aluminio no fue incluido en los nuevos aceros ya que provoca inclusiones de tipo alúmina en el acero (Caballero, 2001-A), que son perjudiciales para las propiedades mecánicas. De esta manera, los aceros 5 a 7 corresponden a sistemas Fe-C-Si-Mn-Cr. Este tipo de aleaciones es muy utilizado en la actualidad (García-Mateo, 2018).

El acero 5 es un acero con 0.7% de carbono, aleado únicamente con manganeso. Es similar al acero 1, pero con mayor contenido de carbono. En el acero 6 se utilizó cromo para otorgarle mayor templabilidad. Por

último, el acero 7 fue diseñado con el objetivo de realizar tratamientos térmicos de austempering a muy baja temperatura y otorgarle una gran templabilidad, razón por la cual su composición química tiene un mayor contenido de carbono, manganeso y cromo. Como ya se ha mencionado, ha sido reportado que un adecuado diseño de la composición química y tratamiento térmico permite obtener microestructuras a bajas temperaturas ($<250^{\circ}\text{C}$) con ultra alta resistencia y alta tenacidad.

7 Metodología experimental

En esta sección se describe la metodología experimental general utilizada para el desarrollo de esta tesis doctoral. Luego, la metodología particular de los distintos temas desarrollados, cuando sea necesario, será descripta en cada capítulo.

7.1 Coladas

Todo el material utilizado para esta tesis fue colado en la empresa Microwen, en un horno de inducción marca INDUCTOTERM de 90 kg de capacidad (Fig. 7-1(A)). Se colaron bloques U o Keel Block de 1 ¼" de espesor de su longitud calibrada, cuya geometría se encuentra estandarizada y detallada en la norma ASTM A781. Este tipo de geometría se utiliza para evaluar los requerimientos mecánicos de piezas coladas de acero, y sus dimensiones se muestra en la Fig. 7-1(B). Los dos prismas inferiores de los bloques (denominados "longitud calibrada" o "test coupon") son las porciones de material utilizable, mientras que la parte superior funciona como mazarota, por lo tanto, se desecha.

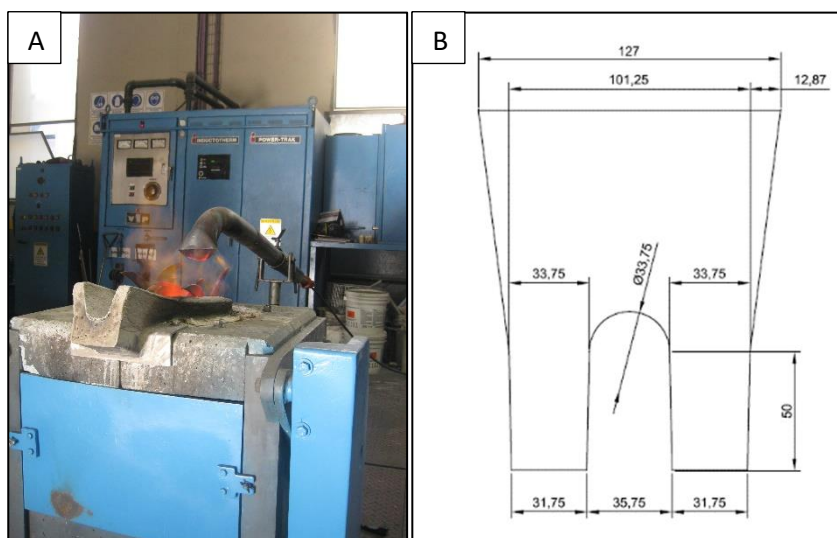


Fig. 7-1: Horno utilizado para fundir los distintos aceros (A). Croquis de los Keel Block colados (B).

A continuación, se listan algunos aspectos destacados del proceso de colada:

- Los Keel blocks fueron colados en moldes de arena ligados con resina.
- Como material de partida se utilizó chatarra de acero clasificada y los elementos de aleación fueron incluidos como: grafito, FeSi, FeMn (de bajo carbono), FeCr, FeMo, Ni, Al y Co.
- En todos los casos, al momento del traspaso del material del horno a la cuchara, la temperatura fue de $1600 \pm 5^\circ\text{C}$ y se agregaron como desoxidantes SiCa (2/1000) y aluminio (1/1000).

El primer lote de aceros (aceros 1, 2, 3 y 4) fue colado en moldes abiertos sin sistema de alimentación, tal como se observa en la Fig. 7-2(A). Luego de analizar la calidad metalúrgica de estos aceros, y observar que tenían un elevado contenido inclusionario, la segunda tanda de aceros (aceros 5, 6 y 7) fue colada en moldes

de arena cerrados, con sistema de alimentación y filtro cerámico, con el objetivo de reducir la cantidad de inclusiones en la matriz metálica, tal como muestra la Fig. 7-2(B).

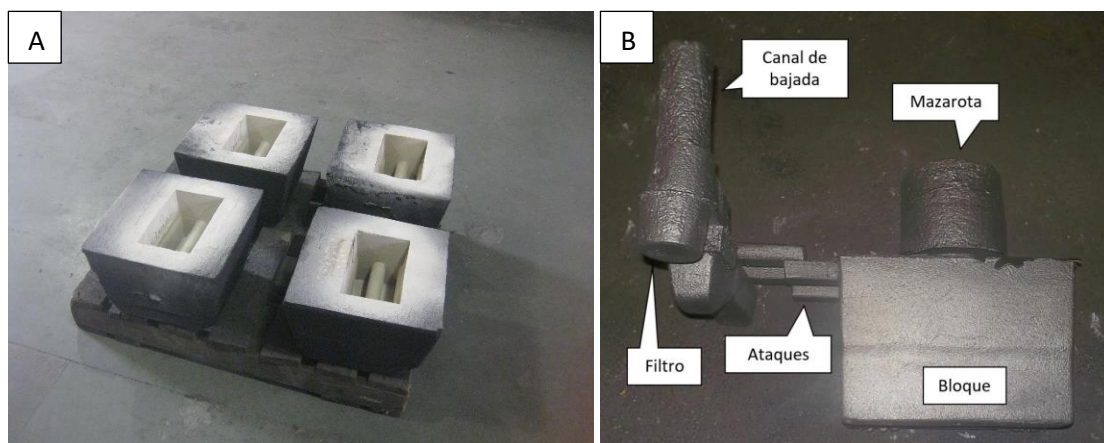


Fig. 7-2: Moldes de arena para la primera serie de aceros (A). Sistema de alimentación utilizado para la segunda serie de aceros (B).

7.2 Determinación de la composición química de los aceros

Los valores de carbono y silicio fueron medidos mediante análisis por vía húmeda en un laboratorio externo especializado: el carbono fue medido por combustión en corriente de oxígeno y medición volumétrica del dióxido de carbono producido. En tanto que el silicio fue medido por gravimetría como dióxido de silicio. Las concentraciones de los otros elementos fueron medidas por espectrometría en la empresa donde se realizaron las coladas y verificadas en el laboratorio de análisis químico de la División Metalurgia.

7.3 Seccionamiento de los bloques y preparación de muestras para metalografía

El primer seccionamiento de los bloques consistió en cortar la longitud calibrada de los mismos (parte útil del bloque), y desechar la mazarota. Luego, las longitudes calibradas se seccionaron en tres partes según su generatriz (nivel 1, 2 y 3), tal como se muestra en la Fig. 7-3. Las probetas utilizadas para realizar los ensayos mecánicos de tracción, impacto y fractotenacidad se obtuvieron de los niveles 1 y 2, mientras que las utilizadas para realizar estudios de cinética de transformación se obtuvieron a partir de mecanizar muestras del 3^{er} nivel.

Para la observación metalográfica, todas las probetas tratadas térmicamente fueron seccionadas en su longitud media y desbastadas mediante rectificadora de bandera. Luego las superficies se desbastaron con lijas al agua desde granulometría 80 a 1000. Posteriormente, las muestras se pulieron a espejo con paño, utilizando como abrasivo una suspensión de partículas de alúmina de 0.3 micrones. Se las lavó con alcohol y se las atacó con nital al 2%. Las microestructuras se analizaron empleando un microscopio óptico marca Olympus PMG 3. Además, se utilizó un microscopio electrónico FESEM (Field Emission Scattered Electron Microscope) JEOL 7000 operado a 20 Kv para realizar un estudio en detalle de las microestructuras.

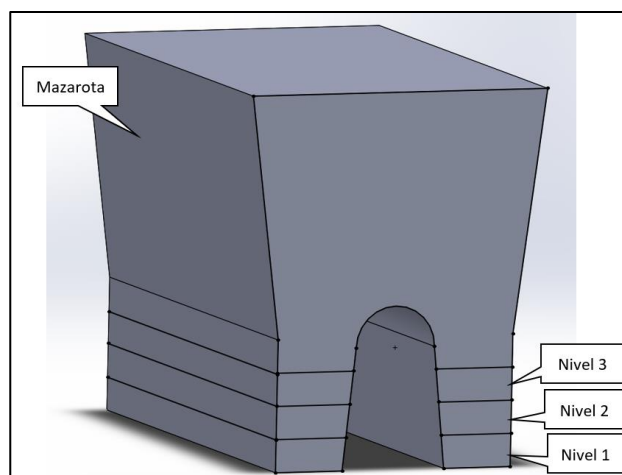


Fig. 7-3: Esquema de seccionamiento de los bloques U.

7.4 Ataque color

El ataque color consiste en la aplicación del reactivo Motz sobre una superficie pulida. El reactivo es una solución de 10 g de NaOH, 40 g de KOH, 10 g de ácido pícrico, 50 ml de alcohol etílico y agua destilada y se aplica en caliente. Como se explicó en la sección 4.4.4, este ataque químico revela la microsegregación de silicio en fundiciones de hierro.

Durante el desarrollo de esta tesis, el reactivo Motz se aplicó sobre los aceros colados de alto silicio con el objetivo de determinar la localización de zonas microsegregadas. Para ello, pequeñas probetas (aproximadamente 8x8x4 mm) fueron preparadas metalográficamente según lo descrito en la sección 7.3 y fueron sumergidas en el reactivo a la temperatura de ebullición. El tiempo de ataque varía según la composición química y tratamiento térmico de la probeta, siendo entre 1 y 2 minutos para microestructuras en estado as cast y de entre 2 y 3 minutos para muestras tratadas térmicamente. Una vez transcurrido el tiempo de ataque, las probetas fueron rápidamente lavadas con agua y secadas.

7.5 Diseño de tratamientos térmicos

Como se ha mencionado anteriormente, el diseño de los tratamientos térmicos requiere del conocimiento de las temperaturas Bs y Ms para cada uno de los aceros. Ambas temperaturas características fueron calculadas utilizando el software MUCG83. La Tabla 7-1 muestra las temperaturas Ms y Bs calculadas para cada uno de los aceros y, en base a ellas, las temperaturas que se han seleccionado para realizar los tratamientos térmicos.

Tabla 7-1: Temperaturas Ms y Bs calculadas y temperaturas seleccionadas de tratamientos térmicos.

	Acero 1	Acero 2	Acero 3	Acero 4	Acero 5	Acero 6	Acero 7
Ms [°C]	295	269	280	285	233	221	150
Bs [°C]	515	485	503	519	414	401	339
Temperaturas Seleccionadas [°C]	300	280	300	300	250	250	230
	330	330	330	330	300	300	280

Como se observa en la tabla, se seleccionaron 2 temperaturas de austempering para cada composición química, una de ellas cercana a la temperatura M_s y otra 30 o 50°C por encima de dicha temperatura. De esta manera, es posible obtener, para cada acero, microestructuras distintas que lleven a diferentes propiedades mecánicas. Se espera que a mayores temperaturas se logren microestructuras de mayor ductilidad, mientras que a menores T_{BI} se espera obtener mayor dureza y resistencia mecánica.

7.6 Determinación de la templabilidad de los aceros

La templabilidad de los aceros fue determinada mediante el ensayo Jominy, de acuerdo a la norma ASTM A-255. Antes de mecanizar las probetas, la norma indica que se debe realizar un tratamiento térmico de normalizado, el cual consiste en calentar el material hasta una temperatura específica dentro del campo austenítico, luego retirar el material del horno y dejarlo enfriar al aire. Al realizar este tratamiento se logra que los aceros tengan un tamaño de grano austenítico similar al momento de realizar el ensayo. Este parámetro es muy importante ya que la templabilidad depende del mismo. La Tabla 7-2 indica las temperaturas de austenizado correspondientes a los tratamientos de normalizado, las cuales fueron seleccionadas de acuerdo a la norma.

Tabla 7-2: Temperaturas de austenizado para el normalizado y el ensayo Jominy de cada acero.

	Acero 1	Acero 2	Acero 3	Acero 4	Acero 5	Acero 6	Acero 7
Temp. de austenizado para normalizado previo	920°C	900°C	920°C	920°C	900°C	920°C	900°C
Temp. de austenizado para el ensayo Jominy	900°C	870°C	900°C	900°C	870°C	900°C	870°C

Luego del normalizado, las probetas fueron mecanizadas a partir de los bloques, tal como indica la Fig. 7-4. Posteriormente, se procedió a realizar, para cada una de ellas, el ensayo Jominy correspondiente. Cada probeta fue introducida en una caja metálica de manera que quede en posición vertical. De acuerdo a la norma, el extremo que será posteriormente templado debe ir apoyado en carbonilla. Las probetas fueron introducidas en una mufla eléctrica a la temperatura de austenizado que indica la Tabla 6-1. Luego, la probeta se retiró de la caja y fue llevada rápidamente al dispositivo detallado en la Fig. 4-58 para realizar el ensayo.

Luego de realizar los ensayos, las probetas fueron rectificadas en dos de sus generatrices y se tomaron valores de dureza a lo largo de la distancia Jominy, desde el extremo templado hacia el opuesto, utilizando la escala Rockwell C (HRC), con una distancia entre improntas de ≈ 1.6 mm. De esta manera, se construyó para cada uno de los aceros, su correspondiente curva Jominy, que muestra la dureza de la microestructura en función de la distancia Jominy.

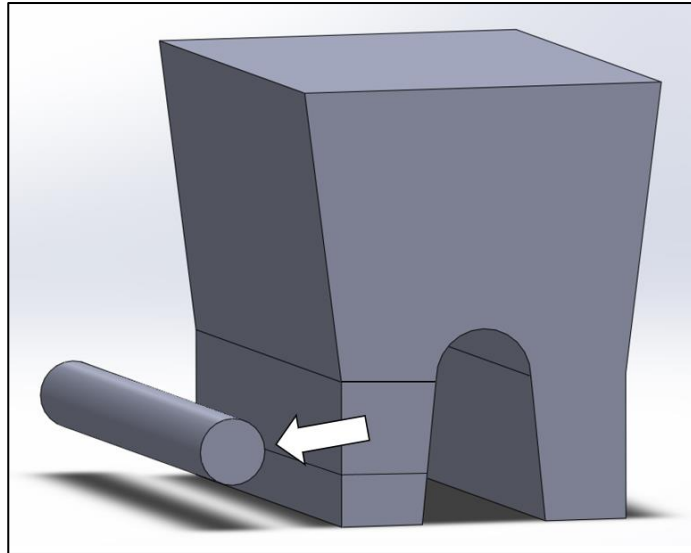


Fig. 7-4: Zona de extracción de probetas Jominy a partir de los bloques U.

7.7 Tratamientos térmicos de austempering

Los tratamientos térmicos para obtener microestructuras bainíticas a partir de los aceros colados se realizaron en la planta piloto de la División Metalurgia de INTEMA. Como se ha mencionado, el ciclo térmico consiste en un austenizado completo seguido de un austemperado (ciclo isotérmico) durante un tiempo determinado. Por último, el acero se enfría en aire hasta temperatura ambiente.

Los ciclos de austenizado se realizaron en una mufla eléctrica (Fig. 7-5(A)) a una temperatura de 920°C durante 40 minutos, mientras que los tratamientos de austemperizado se realizaron utilizando un horno de sales fundidas de 400 Kg de capacidad de sales compuesto por nitrito de sodio y nitrato de potasio en partes iguales (Fig. 7-5(B)).

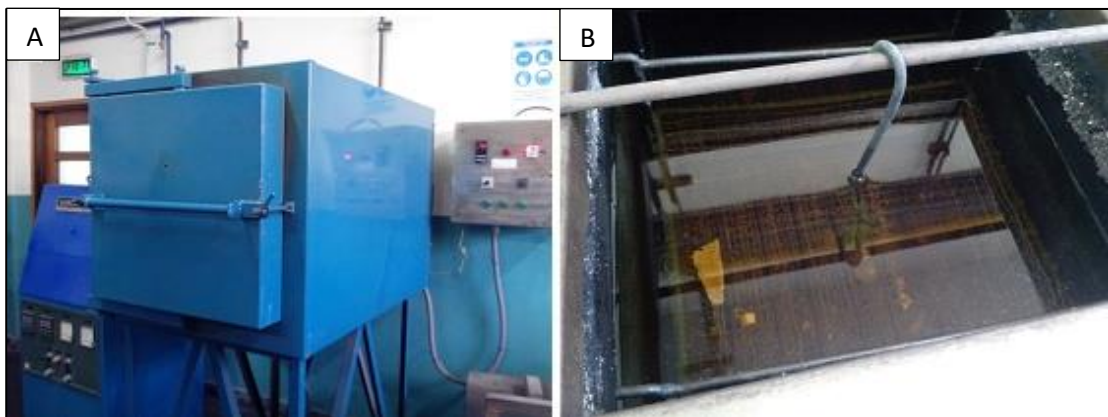


Fig. 7-5: Mufla eléctrica (A) y baño de sales (B) utilizados para los tratamientos térmicos de austempering.

7.8 Propiedades mecánicas

7.8.1 Ensayos de dureza

Los ensayos de dureza se realizaron bajo la norma ASTM E10, empleando un durómetro universal de marca “Ibertest”, Modelo “DU-250”. Todos los valores reportados corresponden al promedio de 3 mediciones. Para las microestructuras de los aceros en estado bruto de colada se utilizó el método Brinell para todos los casos (bolilla de 2.5 mm y carga de 187 Kg). Por otro lado, la dureza de los aceros tratados térmicamente se midió utilizando la escala Rockwell C (150 Kg de carga).

7.8.2 Ensayos de tracción

Los ensayos de tracción se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E8 en probetas de $\frac{1}{4}$ ” roscadas (Fig. 7-6(A)). Las mismas fueron extraídas del nivel 1 y 2 de los Keel block y fueron pre-mecanizadas en su condición as-cast. Luego fueron tratadas térmicamente y fueron posteriormente rectificadas para alcanzar su tamaño y forma final. Los ensayos se realizaron en una máquina Mohr con 40 toneladas de carga máxima (Fig. 7-6(B)), utilizando 3 probetas por cada condición. Los valores reportados son la tensión de rotura y de fluencia y la deformación a la rotura y en todos los casos surgieron del promedio de las 3 determinaciones.

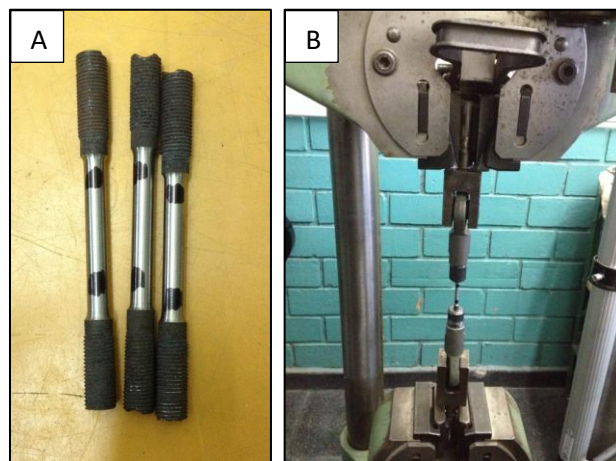


Fig. 7-6: Probetas para ensayo de tracción (A). Máquina de tracción (B).

7.8.3 Ensayos de impacto

Los ensayos de impacto fueron realizados de acuerdo al procedimiento detallado en la norma ASTM E23. Para tal motivo, se pre-mecanizaron probetas prismáticas de 10x10x55 mm a partir de material en estado as-cast. Luego las probetas fueron tratadas térmicamente y se llevaron a su medida final mediante operaciones de rectificado. Posteriormente, se realizaron entallas en V a 45° y 2 mm de profundidad mediante electroerosión.

Los ensayos fueron realizados en un péndulo marca “Amsler” con una energía inicial de 300 Joules y una velocidad al momento del impacto de 5 m/seg. Se ensayaron 3 probetas para cada tipo de microestructura, reportándose los valores promedio para cada caso.

8 Estudio de la macro y microestructura de solidificación

8.1 Introducción y objetivos del capítulo

El objetivo de este capítulo es estudiar la influencia de la composición química sobre la macro y microestructura de solidificación de los 7 aceros colados de alto silicio. El estudio a nivel macro incluye la determinación del tamaño de grano austenítico y el estudio del patrón dendrítico (determinación de zonas FTF y LTF y medición del espaciado dendrítico secundario), mientras que la evaluación micro permite la determinación de la microestructura en estado as cast. Además, para cada microestructura se determinan los respectivos valores de dureza.

Para el desarrollo de este capítulo, se revisan los siguientes temas específicos.

8.1.1 Tamaño de grano y espaciado dendrítico secundario

Las propiedades mecánicas de las piezas fabricadas en acero están relacionadas con la estructura de solidificación, especialmente por el tamaño de grano y distribución y tamaño de defectos e inclusiones. Adicionalmente, si se trata de piezas coladas, la heterogeneidad de la composición química es otro factor importante.

El tamaño de grano juega un papel fundamental, de hecho, es bien sabido que el refinamiento del grano produce un aumento simultáneo de resistencia y tenacidad en aleaciones metálicas, lo que ha llevado históricamente al desarrollo de composiciones químicas y tratamientos térmicos que permitan obtener tamaños de grano cada vez más pequeños. La medición del tamaño de grano es una tarea que se realiza con frecuencia en la gran mayoría de las fábricas dedicadas a la fundición y producción de aceros y otras aleaciones. Debido a la importancia de caracterizar este parámetro, la ASTM tiene una norma dedicada a explicar el proceso para determinarlo (norma ASTM E112), la cual será utilizada en esta tesis.

Otro de los parámetros que influyen en las propiedades mecánicas de un acero es el espaciado dendrítico secundario, que cobra importancia exclusivamente en piezas coladas, incluso más que el tamaño de grano (Krauss, 2003). Durante el proceso de solidificación de un acero, la formación de dendritas a partir del líquido produce la microsegregación de los elementos de aleación, provocando una heterogeneidad en cuanto a composición química de la matriz metálica. Un menor espaciado dendrítico secundario implica una distribución más fina de zonas microsegregadas (zonas blancas en la Fig. 8-1(A)), mientras que un espaciado más grande (Fig. 8-1(B)) genera una matriz metálica más heterogénea y una mayor probabilidad de formación de cavidades de contracción, lo que conduce a una disminución en las propiedades mecánicas (Krauss (2003), Fredriksson (2012)).

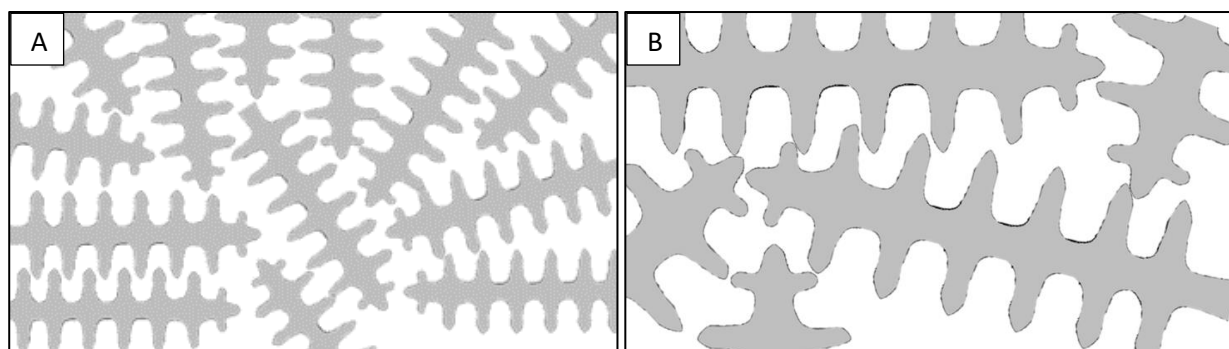


Fig. 8-1: Esquema de distintos espaciados dendríticos secundarios. Grande (A). Chico (B).

8.1.2 Solidificación peritética en aceros

La transformación peritética está definida como la reacción entre una fase líquida y una fase sólida primaria para formar una nueva fase sólida secundaria. El diagrama hierro-carbono (Fig. 8-2(A)) presenta un punto peritético en el rango de composiciones de aceros, para una concentración de carbono de 0.16% a una temperatura de 1498°C. En dicha transformación, el líquido (L) reacciona con ferrita- δ para formar austenita (γ). En caso de aceros no aleados, este tipo de solidificación ocurre en aquellos con un porcentaje de carbono entre 0.08 y 0.53%, zona sombreada en la Fig. 8-2(A). La adición de elementos de aleación modifica las temperaturas y composiciones límites de los campos del diagrama Fe-C. El efecto de los aleantes puede ser diferenciado entre los elementos formadores de austenita (Mn, Ni, Co, Cu, etc) y los formadores de ferrita (Cr, Mo, Si, Ti, V, etc). La Fig. 8-2(B) muestra el efecto de algunos elementos sobre la composición y temperatura peritéticas (Presoly, 2016).

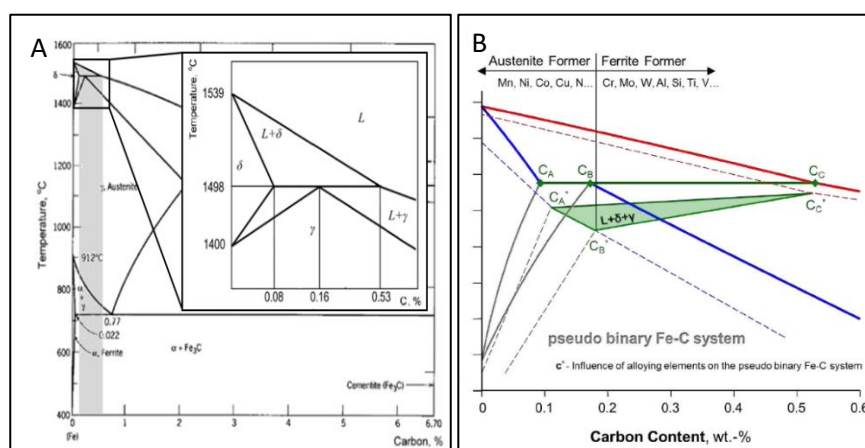


Fig. 8-2: Diagrama Fe-C y ampliación de la zona peritética (A). Influencia de aleantes en el peritético (B) (Presoly, 2016).

La solidificación peritética comienza con la nucleación y crecimiento de dendritas de ferrita- δ desde el líquido. Cuando la temperatura desciende a 1498°C, comienza la “reacción peritética”, en la cual las fases ferrita- δ , austenita y el líquido están en contacto. La austenita crece lateralmente en la interfaz ferrita/líquido, impulsada por la saturación en carbono de este último. El carbono reyectado por la austenita difunde a través del líquido hacia la ferrita, contribuyendo a su disolución. Una vez que la austenita ha cubierto por completo a la ferrita, la “reacción peritética” finaliza, dando lugar a la “transformación peritética”, en la cual la

austenita comienza a aumentar su tamaño, consumiendo las otras dos fases. Finalmente, la microestructura resultante es completamente austenítica (Stefanescu, 2006).

8.2 Metodología experimental

La caracterización de la estructura de solidificación se realizó para los 7 aceros estudiados en el presente trabajo usando el material en su estado bruto de colada o “as cast”. Para este estudio, se utilizaron probetas correspondientes al “corte central” de los bloques (Fig. 8-3). Las superficies fueron preparadas metalográficamente de acuerdo a lo explicado en la sección 7.3 y se utilizaron diversos agentes químicos como medio de ataque. Los parámetros para evaluar la macroestructura fueron: estructura dendrítica, tamaño de grano austenítico y espaciado dendrítico secundario. Por otro lado, se realizó también una evaluación de la microestructura de solidificación y de su dureza.

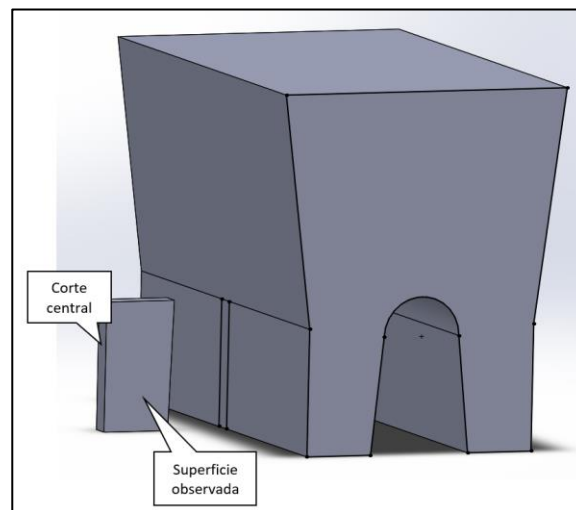


Fig. 8-3: Probetas para el estudio de la estructura de solidificación.

La estructura dendrítica fue revelada mediante la aplicación de reactivo Oberhoffer sobre los cortes centrales. Este reactivo se aplicó por inmersión durante 30 segundos sobre las superficies pulidas. Para capturar los patrones dendríticos formados durante la solidificación, se utilizó una cámara digital convencional en modo macro.

La medición del tamaño de grano austenítico primario se realizó según el procedimiento detallado en la norma ASTM E112. Para poder observar los granos de austenita, se utilizaron muestras atacadas con nital 2%, el cual fue aplicado directamente sobre la superficie pulida durante 3 a 5 segundos. Este reactivo permitió revelar la microestructura e identificar la presencia de ferrita alotrópica, la cual ha nucleado y crecido sobre los bordes de grano de la austenita previa y, por lo tanto, da una imagen indirecta del grano austenítico. Con el objetivo de lograr abarcar una superficie mayor, se tomaron varias fotografías en un microscopio óptico Olympus DV3 y luego se las unió con un software de edición de imágenes.

La medición del espaciado dendrítico secundario fue realizada sobre probetas del nivel 2 del corte central atacadas con reactivo Motz (comúnmente denominado “reactivo color”) ya que como se verá más adelante, este reactivo permite observar claramente las dendritas en el microscopio óptico. El procedimiento de

aplicación de este reactivo fue descrito en la sección 7.4. La medición se realizó sobre las dendritas más largas detectadas, de manera tal de medir varios espaciados juntos y así disminuir el error en la medición.

8.3 Resultados

8.3.1 Microestructura y dureza de los aceros en estado as cast

La microestructura del acero 1 es mayoritariamente perlítica y con una apreciable cantidad de ferrita tanto en borde de grano austenítico como dentro de los mismos (Fig. 8-4). La ferrita en borde de grano presentó morfología alotriomórfica (Fig. 8-4(B)) y también Widmanstätten, especialmente cerca de la superficie de las piezas, donde la velocidad de enfriamiento del material es mayor (imagen C). Por otra parte, la ferrita dentro de los granos presentó morfología idiomórfica (imagen B) y de hecho puede observarse dentro de esa fase algunas inclusiones que funcionaron como sitios heterogéneos de nucleación. Este tipo de morfología de la ferrita es muy común en aceros de gran tamaño de grano (Santofimia Navarro, 2006). La dureza del acero 1 es de 253 HB.

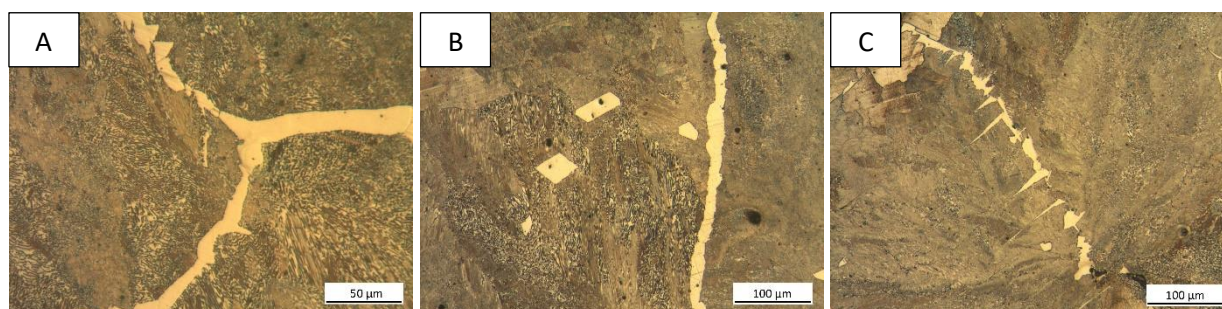


Fig. 8-4: Acero 1. Microestructura perlítica (A). Ferrita alotriomórfica e idiomórfica (B). Ferrita Widmanstätten.

El acero 2 tiene una microestructura perlítica con ferrita alotriomórfica en borde de grano austenítico, tal como se observa en la Fig. 8-5. Sin embargo, este acero tiene un contenido de carbono de 0.54%, significativamente mayor que el acero 1 (0.4%), razón por la cual el acero 2 tiene una composición más cercana al eutectoide y presenta una menor cantidad de ferrita en borde de grano. La dureza de este acero en estado as cast es de 260 HB.

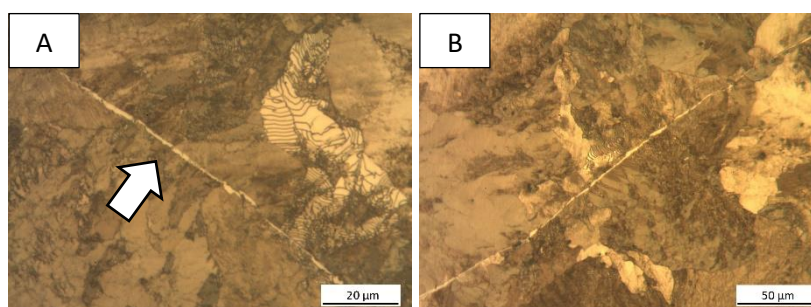


Fig. 8-5: Acero 2. Microestructura perlítica con ferrita alotriomórfica en borde de grano.

Los aceros 3 y 4 poseen una microestructura bainítica en su estado as cast, tal como se muestra en las Fig. 8-6(A) y Fig. 8-7(A). Este tipo de microestructura es consecuencia del contenido de molibdeno presente

en la composición química de los aceros. Este elemento de aleación provoca un notable retraso de la transformación perlítica durante el enfriamiento continuo, dando lugar a la formación de bainita durante el enfriamiento dentro del molde. En la microestructura de estos dos aceros también se observó ferrita alotriomórfica en borde de grano austenítico (Fig. 8-6(B) y Fig. 8-7(B)). Adicionalmente, el acero 4 presentó ferrita idiomórfica, tal como se observa en la Fig. 8-7(C). Como consecuencia de su microestructura mayoritariamente bainítica, la dureza de los aceros 3 y 4 es de 363 y 368 HB respectivamente, valores significativamente superiores a la dureza del acero 1.

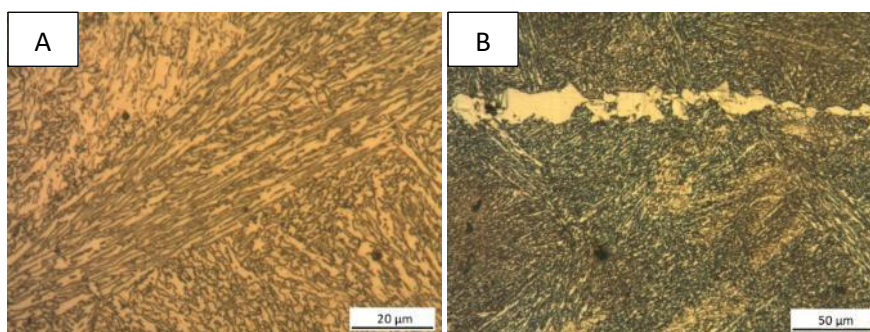


Fig. 8-6: Acero 3. Microestructura bainítica (A). Ferrita alotriomórfica en borde de grano (B).

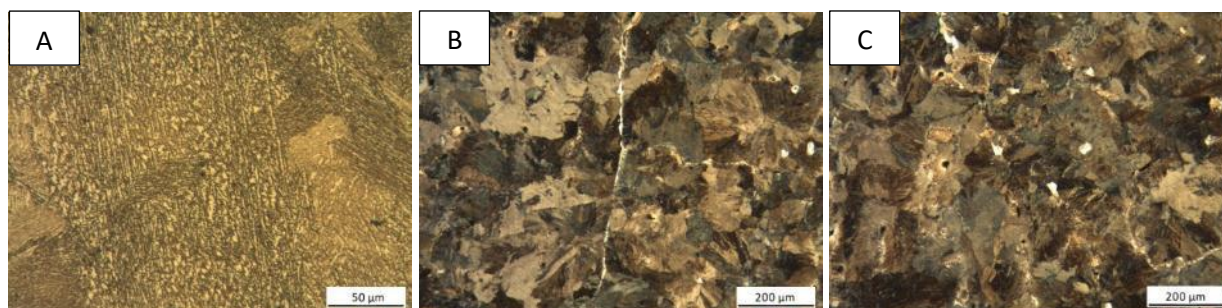


Fig. 8-7: Acero 4. Microestructura bainítica (A). Ferrita alotriomórfica en borde de grano (B). Ferrita idiomórfica (C).

Los aceros 5 y 6 tienen una microestructura muy similar, que consiste en perlita fina y una pequeña cantidad de ferrita alotriomórfica en borde de grano austenítico, tal como se indica en las Fig. 8-8(A) y Fig. 8-9(A). El contenido de carbono de estos aceros es de 0.71%, por lo tanto, son ligeramente hipoeutectoides, tal como muestran sus microestructuras. La dureza de estos aceros en estado as cast es 260 y 270 HB, respectivamente.

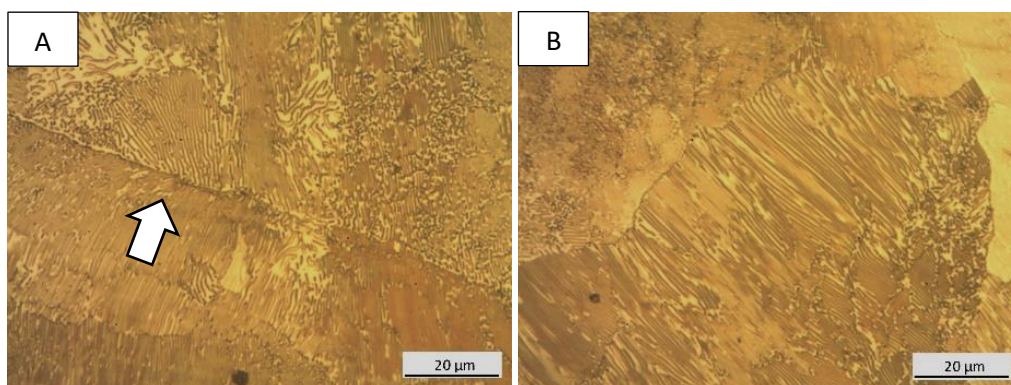


Fig. 8-8: Acero 5. Microestructura perlítica con ferrita alotriomórfica en borde de grano.

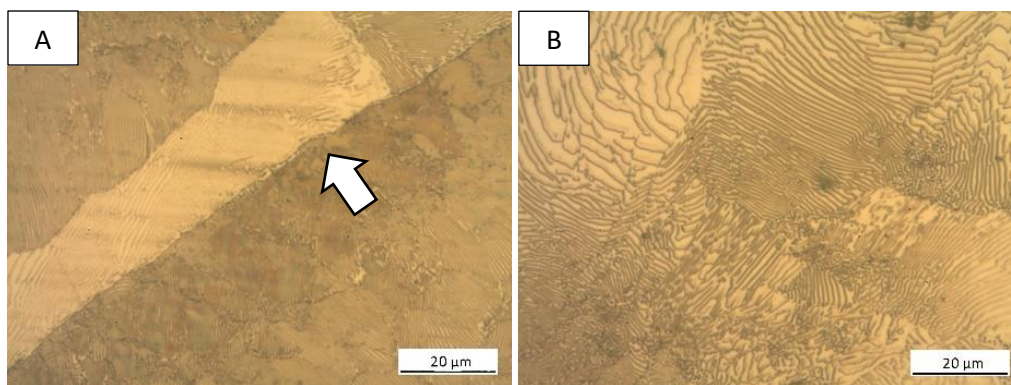


Fig. 8-9: Acero 6. Microestructura perlítica con ferrita alotriomórfica en borde de grano.

El acero 7 presentó una microestructura 100% perlítica, tal como se observa en la Fig. 8-10. No se observó la presencia de precipitados en borde de grano austenítico (Fig. 8-10(A)), ni dentro de los mismos. De acuerdo a las observaciones metalográficas, es posible confirmar que el acero 6 tiene una microestructura típica de un acero eutectoide enfriado lentamente, como consecuencia de su contenido de carbono, que es de 0.8%. La dureza de este acero es de 280 HB.

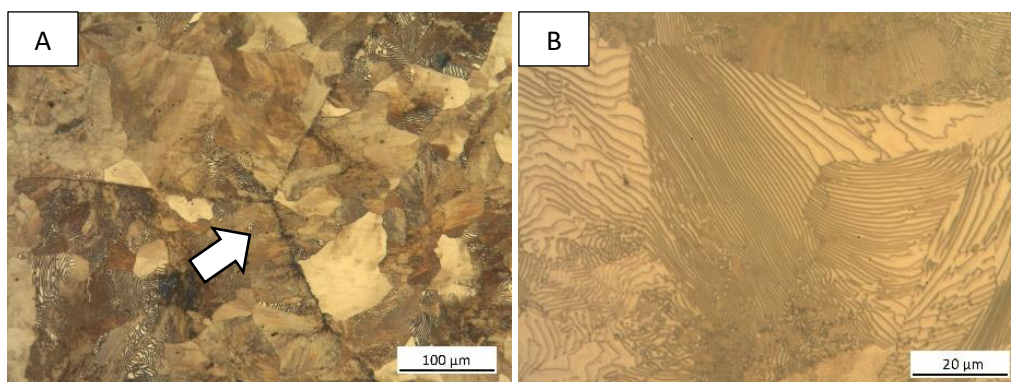


Fig. 8-10: Acero 7. Microestructura perlítica.

La dureza de los aceros con microestructura perlítica varía entre 253 y 280 HB, siendo mayor para aquellos con mayor contenido de carbono. La ferrita proeutectoide presente en la microestructura de los aceros hipoeutectoides provoca una disminución de la dureza, razón por la cual el acero 7, con composición eutectoide y microestructura completamente perlítica, presenta una dureza superior. Los valores obtenidos para los aceros perlíticos son similares a los reportados por Guliáev (1978). Por otro lado, los aceros aleados con molibdeno presentaron una dureza significativamente mayor, debida a su microestructura bainítica as cast.

8.3.2 Caracterización de la estructura de solidificación

La Fig. 8-11(A) muestra la macroestructura de solidificación del acero 1 revelada con Oberhoffer. La imagen muestra dendritas largas que se originan en la superficie de las piezas y crecen hacia el centro. Es posible observar que algunas de las dendritas tienen un largo de hasta 15 mm. Este reactivo ha permitido observar el patrón dendrítico con claridad a escala macroscópica, es decir, a ojo desnudo. Sin embargo, la observación de las superficies mediante microscopio óptico no reveló la estructura dendrítica. De esta

manera, el reactivo Oberhoffer únicamente permitió observar el largo de las dendritas y su disposición en la sección transversal de la longitud calibrada.

La Fig. 8-11(B) muestra la superficie del acero 1 atacada con reactivo nital y es una ampliación del recuadro negro mostrado en la Fig. 8-11(A). Debido al tamaño de la estructura de solidificación, varias fotos tomadas en microscopio óptico fueron ensambladas para cubrir un área mayor. En la imagen pueden observarse granos de gran tamaño en disposición columnar separados por una apreciable cantidad de ferrita (fase clara). Los granos que se observan corresponden a granos de la austenita previa. También se observa ferrita dentro de los granos. Sin embargo, el reactivo nital no reveló el patrón dendrítico de solidificación, razón por la cual se decidió atacar las superficies con reactivo Motz.

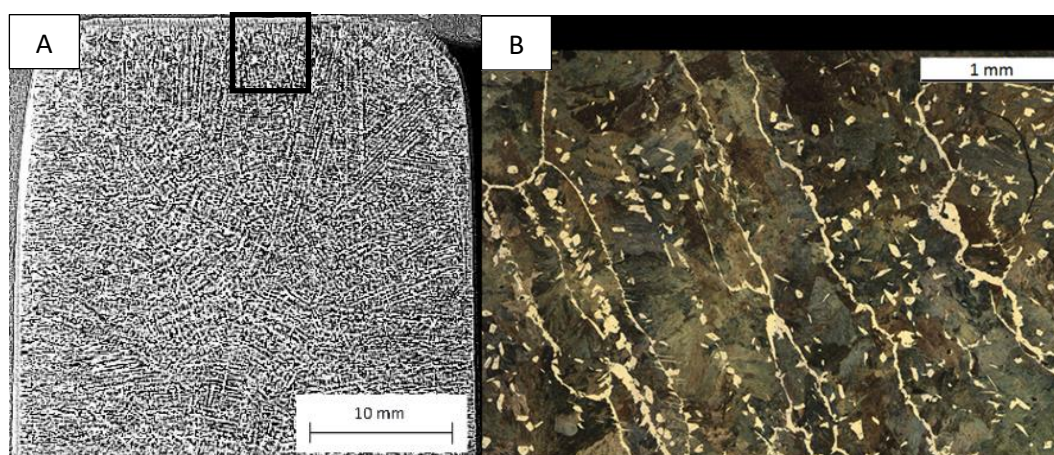


Fig. 8-11: Macroestructura del acero 1. Reactivo Oberhoffer (A). Reactivo nital (B).

Como se mencionó anteriormente, el ataque color (reactivo Motz) se usa generalmente en fundiciones de hierro para revelar estructuras de solidificación siguiendo la segregación de silicio. La División Metalurgia de INTEMA tiene gran experiencia en el uso de esta técnica y ha realizado publicaciones en la que la destaca como una poderosa herramienta para alcanzar el objetivo anteriormente mencionado (Rivera 1995, 2002). Sin embargo, en la literatura no se han encontrado trabajos en los que se utilice este ataque en aceros de alto silicio.

En este trabajo se aplicó el ataque con reactivo Motz sobre las muestras de acero colado de alto silicio, lo cual ha permitido revelar su estructura de solidificación. En primer lugar, es importante destacar que todos los aceros presentaron un patrón dendrítico de solidificación, tal como muestra la Fig. 8-12. Más allá de las diferencias en la coloración entre los distintos aceros, en la figura se observan las dendritas (zonas FTF) en color naranja y las zonas interdendríticas (zonas LTF) en verde. En algunos casos, también se observan, principalmente en zonas LTF, halos de distintos colores: azul, verde, amarillo, naranja y rojo.

Si bien está demostrado que el ataque color revela la microsegregación de silicio (Rivera et. al, 1995) es evidente que otros factores también modifican la coloración de la superficie, aunque en mucha menor medida. La composición química de los aceros es uno de esos factores. Esto queda demostrado en la Fig. 8-12, en la cual los aceros tienen similar contenido de silicio, sin embargo, el ataque color luce ligeramente distinto en cada uno de ellos. Según la experiencia adquirida durante el desarrollo de esta tesis doctoral, hay otros parámetros que modifican la coloración de la superficie, entre los que se pueden citar: tiempo de ataque, composición química del reactivo y relación de masas entre reactivo y pieza a atacar. Esto último se justifica en que, al momento de sumergir la pieza en el reactivo, la temperatura del mismo desciende y luego vuelve

al estado de ebullición. La relación de masas entre reactivo y pieza define el subenfriamiento del reactivo. Los mejores resultados se han obtenido utilizando piezas pequeñas.

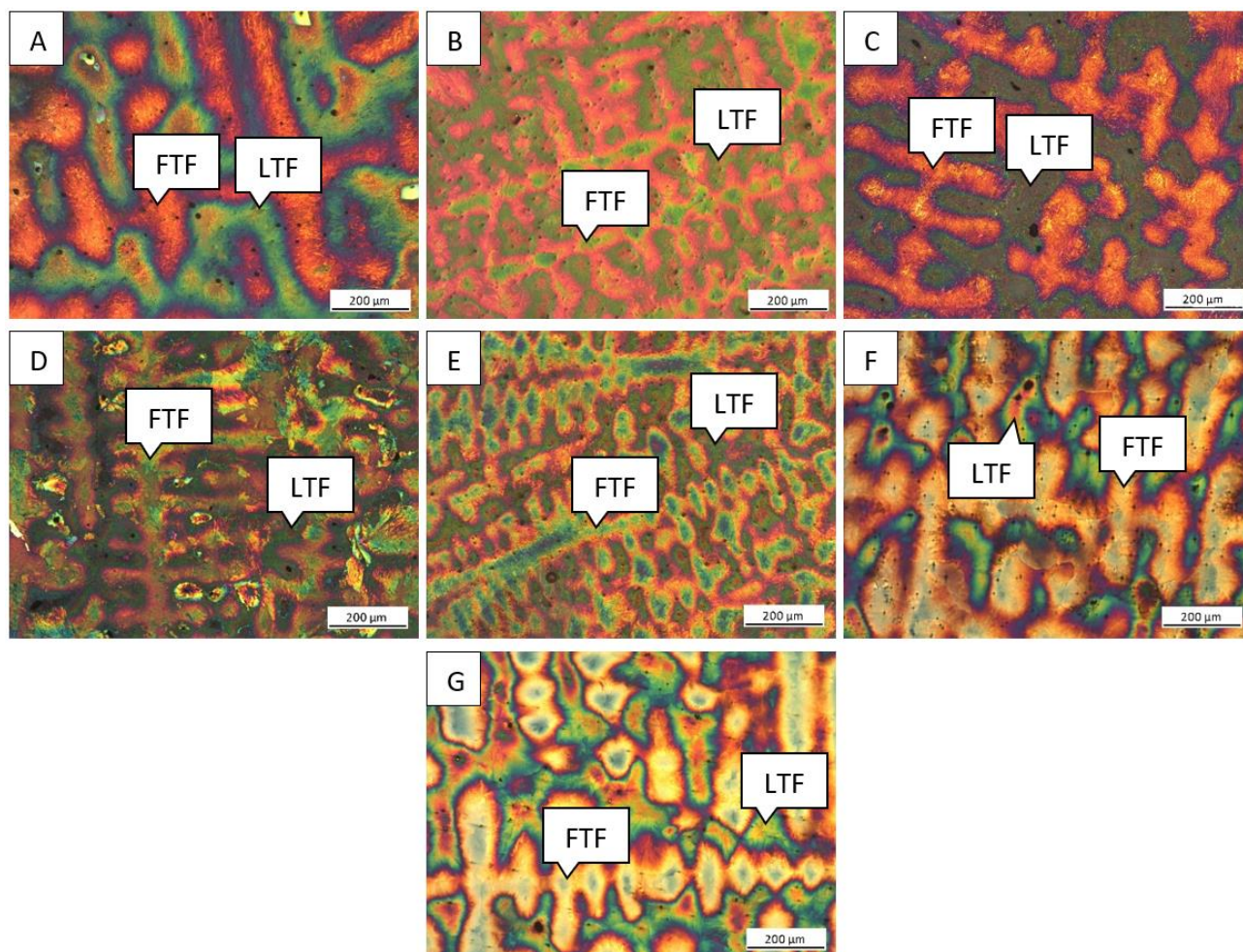


Fig. 8-12: Identificación de zonas FTF y LTF. Acero 1 (A). Acero 2 (B). Acero 3 (C). Acero 4 (D). Acero 5 (E). Acero 6 (F). Acero 7 (G).

Haciendo una comparación de la aplicación del ataque color en aceros (Fig. 8-12) y en fundiciones de hierro (Fig. 4-49), es posible observar que la coloración es invertida. Mientras que en aceros las zonas FTF son naranjas y las LTF son verdes, en fundiciones de hierro ocurre lo contrario. La Fig. 8-13 resume la coloración de las dos variantes de aleaciones base hierro al aplicar ataque color. Esta diferencia insinúa un comportamiento distinto del silicio durante la solidificación. De hecho, la Fig. 4-48 indica que en el rango de los aceros ($C < 2\%$), el silicio tiene un coeficiente de partición menor a 1, es decir, se acumula en zonas LTF. En contrapartida, en el rango de fundiciones de hierro ($C > 2\%$), la segregación del silicio se invierte y son las zonas FTF las más ricas en silicio. Teniendo en cuenta que el ataque color es mayoritariamente sensible a contenido de silicio, el comportamiento del mismo en la solidificación de aceros y fundiciones de hierro explica la diferencia de coloración al aplicar ataque color en cada uno de ellos.

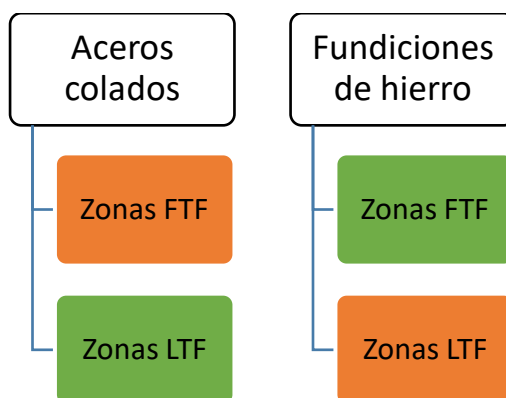


Fig. 8-13: Diferencia en la coloración de aceros y fundiciones de hierro al aplicar ataque color.

Al aplicar ataque color sobre los aceros colados de alto silicio se observó que su estructura de solidificación es muy gruesa y se decidió nuevamente realizar un ensamble de fotos tomadas en microscopio óptico. Las macroestructuras se muestran en las Fig. 8-14 a Fig. 8-20. En todos los casos, la zona de la izquierda de las imágenes corresponde al borde de las piezas, lugar de contacto con el molde y por lo tanto de mayor extracción calórica durante la solidificación y enfriamiento.

La Fig. 8-14 corresponde al acero 1 y en ella se puede observar que el ataque color muestra conjuntamente lo que revelan por separado el ataque con nital y el ataque con Oberhoffer, es decir, el patrón dendrítico y la estructura de grano austenítico delimitada por ferrita proeutectoide. En el caso de los aceros 2 a 6 (Fig. 8-16 a Fig. 8-19), por efecto de su composición química, la cantidad de ferrita en borde de grano es mucho menor comparada con el acero 1 y no se aprecia a esta escala. En las imágenes se observa, al igual que para el acero 1, dendritas largas desde la superficie de las piezas hacia el centro. En el caso del acero 5 (Fig. 8-18), se observa un patrón dendrítico más fino y la presencia de una zona chill, ubicada cerca de la superficie de la pieza y compuesta por pequeñas dendritas. Estos atributos podrían ser causados por diferencias de algunos parámetros de colada, como la temperatura de colada.

En el caso del acero 7, como se verá más adelante, su microestructura es eutectoide y, por lo tanto, no posee ferrita (ni cementita) en borde de grano. Sin embargo, a escala micro, el ataque ha permitido ver con claridad los bordes de grano austenítico, los cuales fueron remarcados en la Fig. 8-20. En la imagen se pueden observar granos columnares de grandes dimensiones, de varios milímetros de largo y algunos milímetros de ancho. Este tipo de macroestructura se ha observado en todos los aceros estudiados, independientemente de su composición química. Estos resultados coinciden con los publicados por Xiang (2006) y Mandal (2014), quienes reportaron que, como consecuencia de la solidificación primaria, la estructura de solidificación de aceros de alto silicio colados es gruesa.

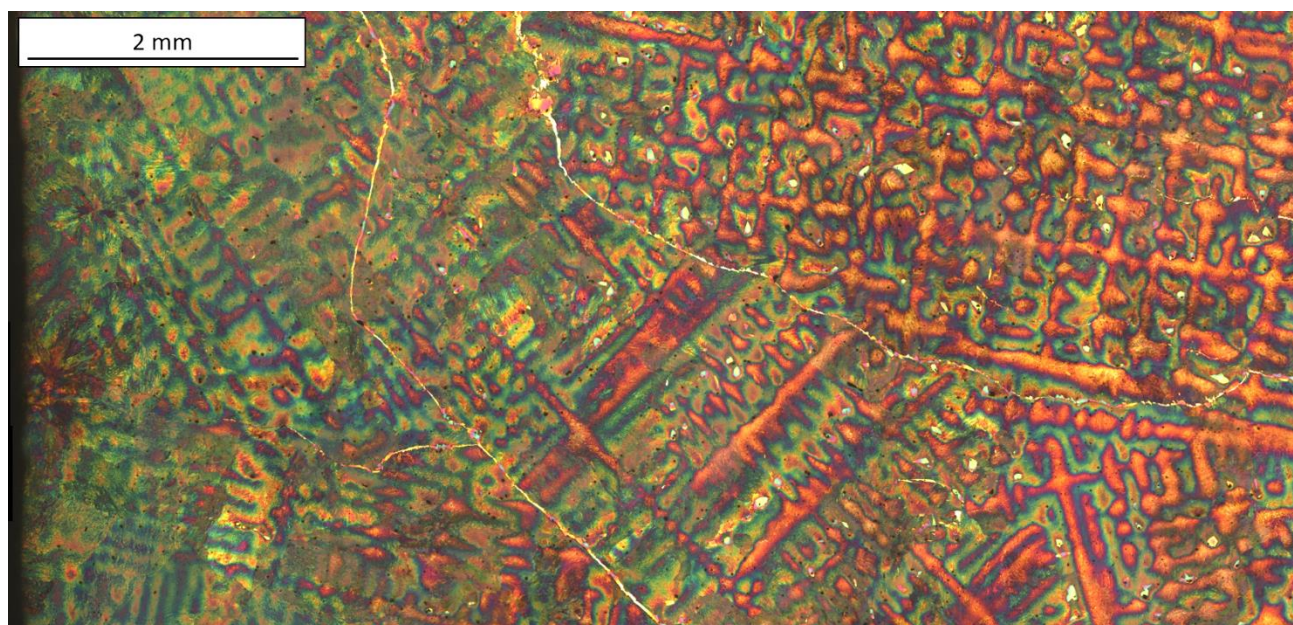


Fig. 8-14: Macroestructura de solidificación del acero 1 revelada con reactivo color.

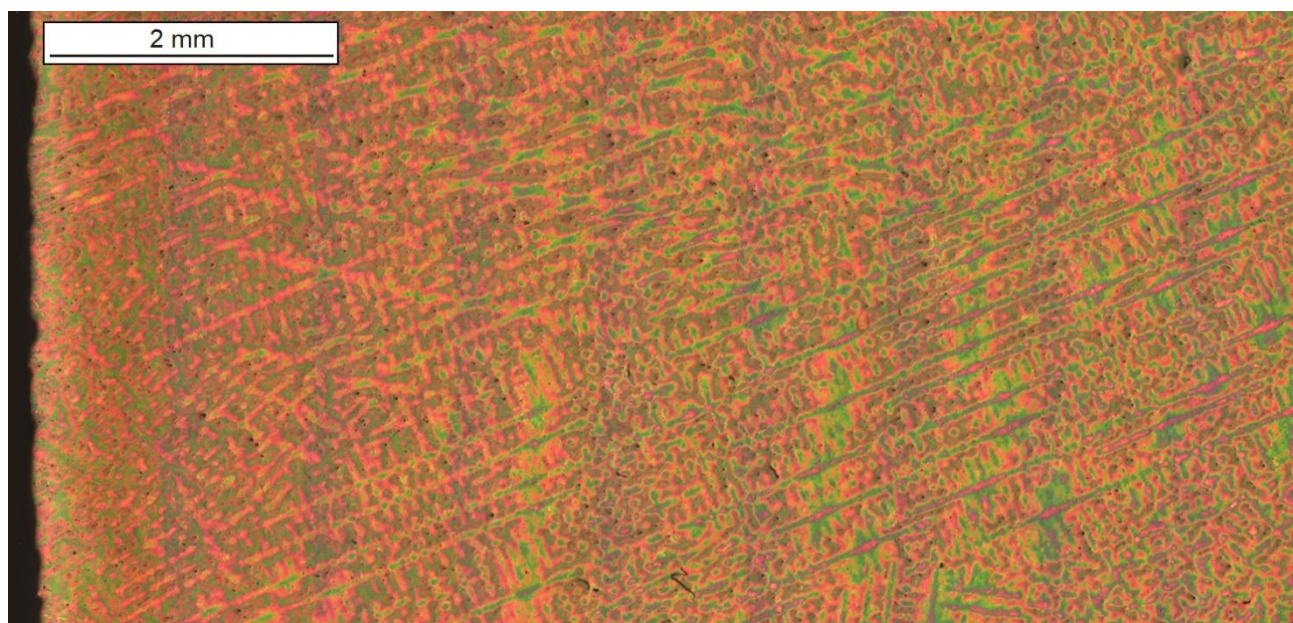


Fig. 8-15: Macroestructura de solidificación del acero 2 revelada con reactivo color.

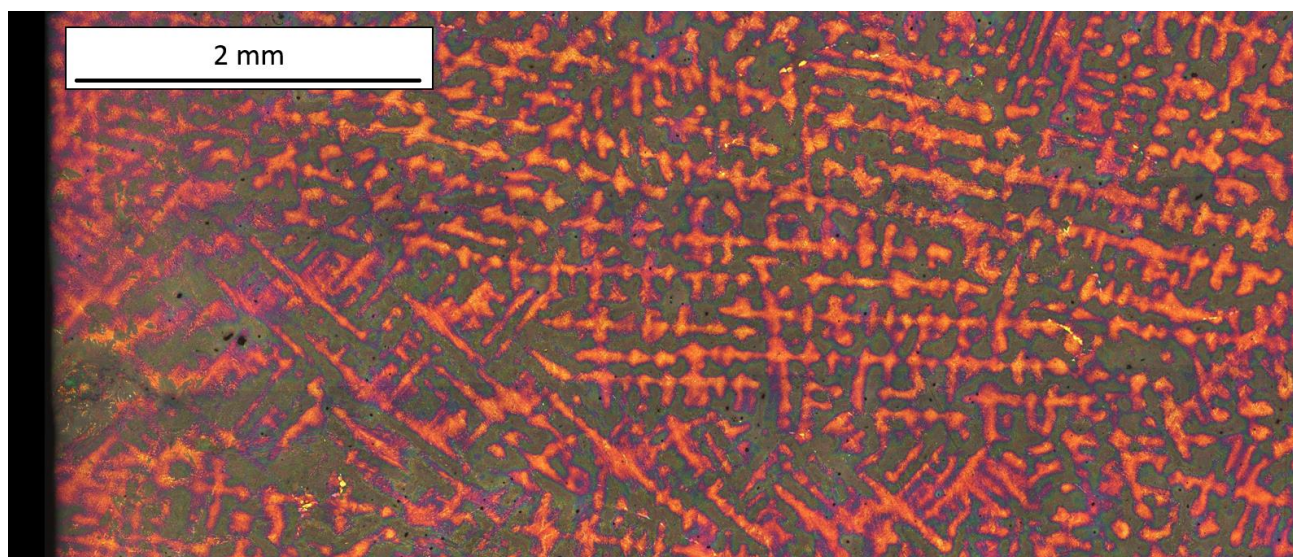


Fig. 8-16: Macroestructura de solidificación del acero 3 revelada con reactivo color.

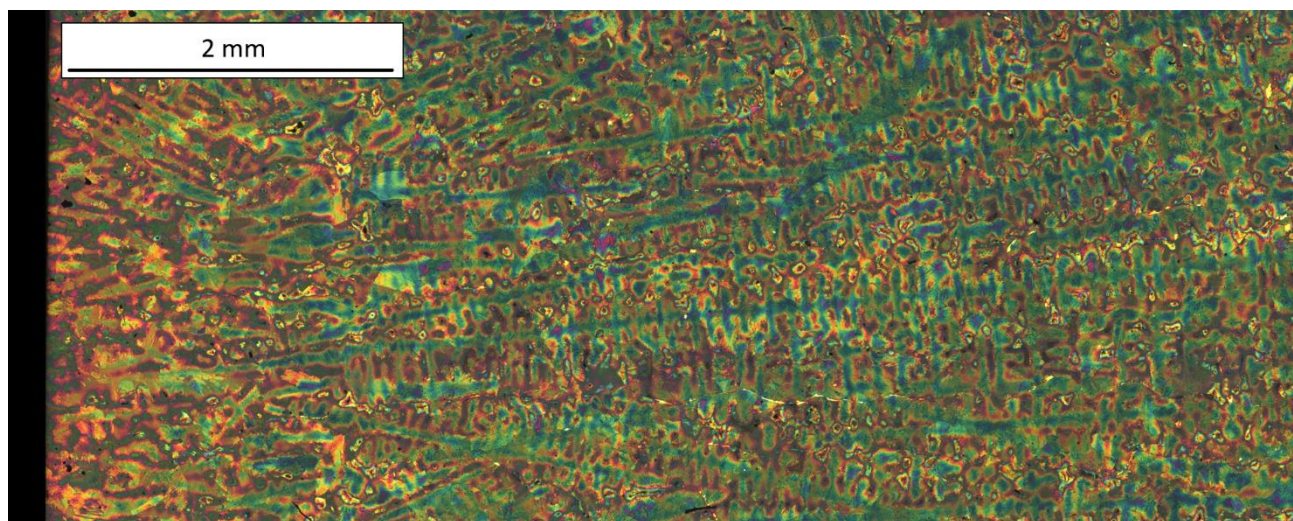


Fig. 8-17: Macroestructura de solidificación del acero 4 revelada con reactivo color.

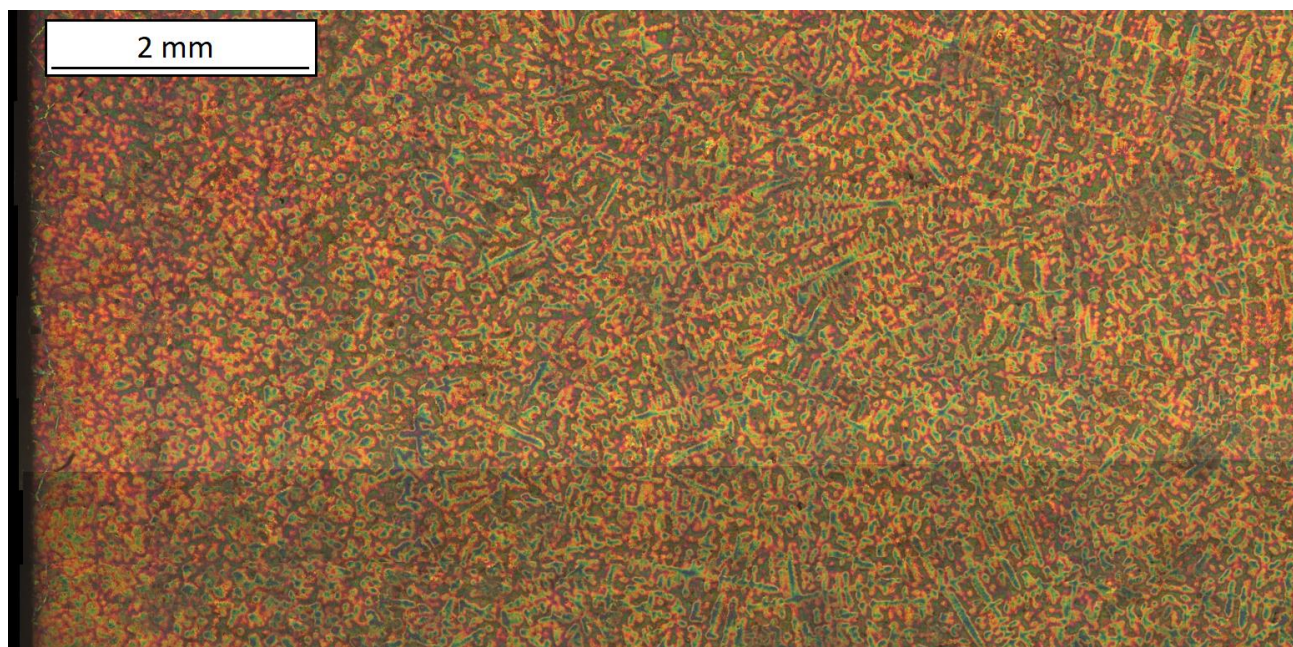


Fig. 8-18: Macroestructura de solidificación del acero 5 revelada con reactivo color.



Fig. 8-19: Macroestructura de solidificación del acero 6 revelada con reactivo color.

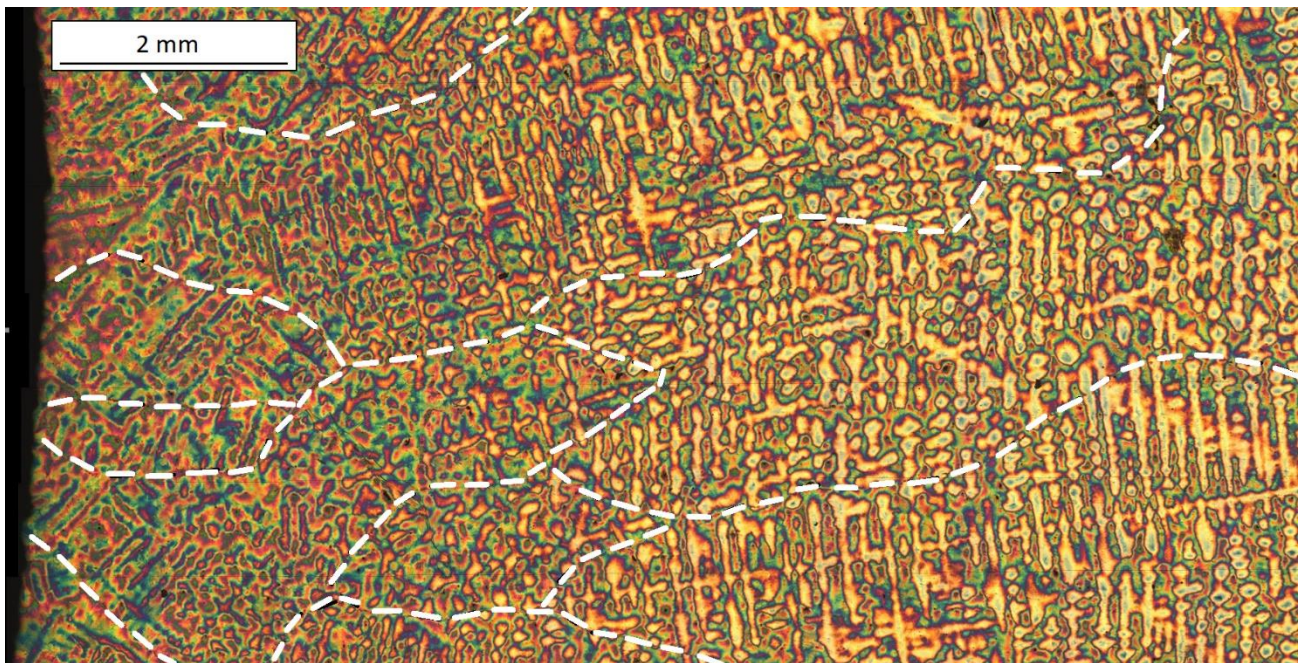


Fig. 8-20: Macroestructura de solidificación del acero 7 revelada con reactivo color. Las líneas blancas corresponden a borde de grano austenítico.

8.3.3 Tamaño de grano de la austenita previa

De acuerdo a la norma ASTM E112, los aceros estudiados tienen un tamaño de grano mayor a 3.0, es decir, el tamaño de grano de estos aceros es superior al mayor especificado en la norma. Esto es consistente con el tamaño de las dendritas observadas, teniendo en cuenta que las dendritas son los primeros sólidos en formarse, dendritas de gran tamaño conducen a una estructura de granos gruesa. Tal como se observa en las Fig. 8-14 y Fig. 8-20, algunos granos tienen varios milímetros de largo y algunos milímetros de ancho. Esta característica indica que difícilmente estos aceros puedan ser utilizados en su estado as cast, ya que un gran tamaño de grano trae aparejado bajas propiedades mecánicas. Sin embargo, en lo que concierne a este trabajo, esto no genera dificultades, ya que los aceros serán tratados térmicamente y, consecuentemente, habrá un refinamiento de grano.

8.3.4 Medición del espaciado dendrítico secundario

De acuerdo a Krauss (2003) el espaciado dendrítico secundario es uno de los parámetros más importantes que afectan las propiedades mecánicas de aceros colados, incluso más que el tamaño de grano austenítico. Esto se debe a que el espaciado dendrítico define en cierta medida la heterogeneidad química causada por la microsegregación. Esto ocurre incluso en aceros que son tratados térmicamente, ya que la difusión de los elementos de aleación a las temperaturas y tiempos de austenizado y austempering es despreciable. De esta manera, la cuantificación del espaciado dendrítico secundario y la influencia de la composición química son muy importantes.

Como se ha mencionado, la medición del espaciado dendrítico secundario fue realizada sobre muestras atacadas con reactivo color. Se realizaron varias mediciones utilizando un software de análisis de imágenes y se reportó, para cada acero, el menor espaciado medido, ya que de esa manera se excluyen de la medición

dendritas cuyo eje no es paralelo al plano de observación. Los resultados se muestran en la Tabla 8-1 e indican que el espaciado dendrítico secundario es prácticamente el mismo para todos los aceros, sugiriendo que el mismo no se ve influenciado por la composición química, al menos para las composiciones químicas evaluadas en este trabajo, sino que está gobernado por la velocidad de solidificación de los bloques en los moldes de arena. Esto coincide con resultados publicados Krauss (2003), quien encontró una dependencia entre el espaciado dendrítico secundario y la velocidad de enfriamiento durante la solidificación (Fig. 8-21). Cabe mencionar que el acero 5 tiene un espaciado dendrítico secundario significativamente menor que el resto, lo cual se corrobora al observar las Fig. 8-12(E) y Fig. 8-18. Tal como se mencionó anteriormente, es posible que alguna modificación en los parámetros de colada, tal como la temperatura de colada, hayan provocado un espaciado dendrítico más pequeño.

Tabla 8-1: Espaciado dendrítico secundario.

Acero 1	Acero 2	Acero 3	Acero 4	Acero 5	Acero 6	Acero 7
76 μm	75.8 μm	79 μm	79 μm	54 μm	88 μm	76 μm

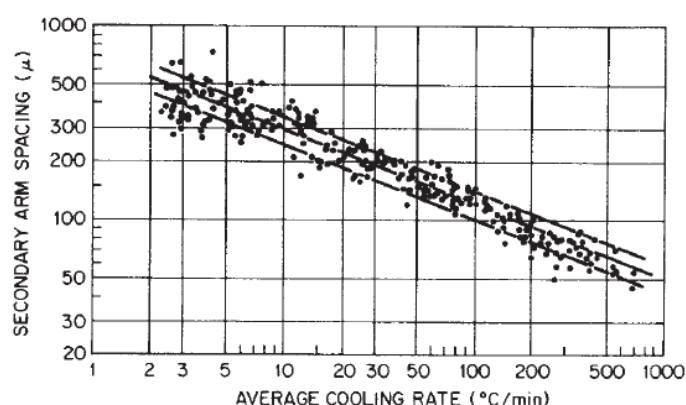


Fig. 8-21: Espaciado dendrítico secundario en función de la velocidad de enfriamiento (Krauss, 2003).

8.4 Proceso de solidificación de los aceros en estudio

Una de las inquietudes principales que surgieron durante el estudio de la estructura de solidificación fue entender las transformaciones que sufren los aceros estudiados cuando son enfriados desde el estado líquido hasta temperatura ambiente, tomando como referencia el correspondiente diagrama de fases. La Fig. 8-22 muestra los diagramas Fe-C para los aceros de alto silicio estudiados, los cuales fueron obtenidos mediante el software ThermoCalc. Los diagramas indican que los aceros utilizados en este trabajo presentan dos tipos de solidificación distintos. Por un lado, los aceros 1 a 4 son aceros hiperperitéticos, es decir, sufren la solidificación peritética, esto significa que los primeros cristales formados a partir del líquido son de ferrita- δ . Por otro lado, los aceros 5 a 7, como consecuencia de su alto contenido de carbono, evitan la solidificación peritética y, entonces, los primeros cristales formados corresponden a austenita (γ).

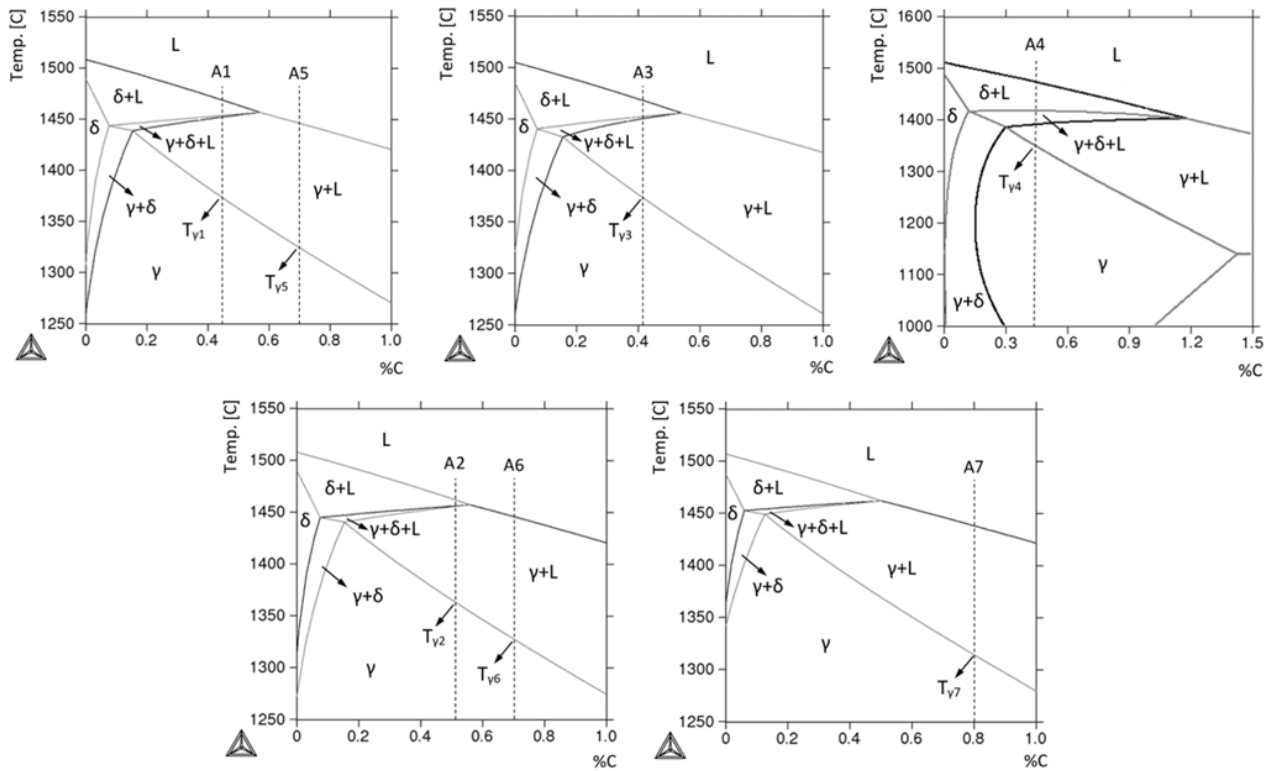


Fig. 8-22: Diagramas de equilibrio obtenidos mediante ThermoCalc y adaptados para los siete aceros bajo estudio.

La solidificación de los aceros 1 a 4, esquematizada en la Fig. 8-23, comienza con la nucleación y crecimiento de dendritas de ferrita- δ (fase gris - imagen A), como se ha explicado. Durante este proceso, los elementos de aleación que tienen un coeficiente de partición k distinto a la unidad, poseen solubilidades distintas en el líquido y en el sólido y por lo tanto segregan, originando patrones de microsegregación. Una vez que la temperatura desciende a la temperatura peritética, la austenita (fase negra) nuclea y crece lateralmente en la interfaz ferrita/líquido hasta cubrir por completo las dendritas de ferrita- δ (imagen B). Luego, la austenita comienza a crecer consumiendo la ferrita y el líquido (imágenes C y D), obteniendo una microestructura completamente austenítica (imagen E).

En el caso de los aceros de alto carbono, aceros 5 a 7, la solidificación, esquematizada en la Fig. 8-24, es más sencilla. Del líquido nuclean dendritas de austenita (fase negra - imagen A), que luego crecen y forman los granos austeníticos (imagen B). El encuentro de dos o más granos, generalmente con distintas orientaciones cristalográficas, genera bordes de grano (imagen C).

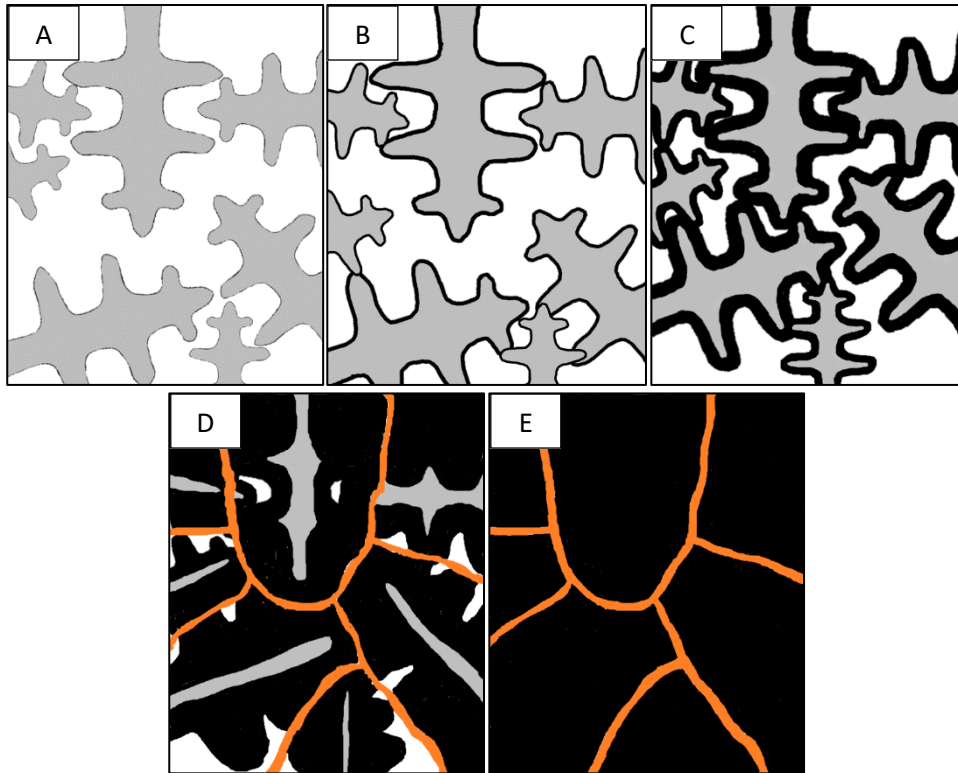


Fig. 8-23: Esquema de solidificación peritética.

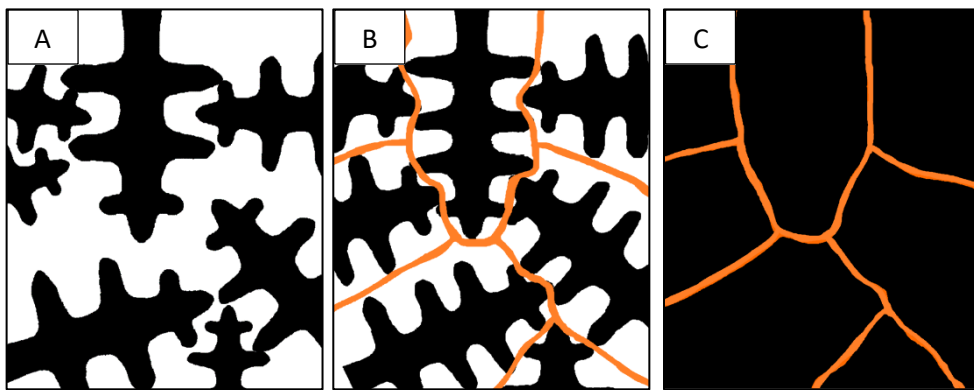


Fig. 8-24: Esquema de solidificación no peritética.

Una de las particularidades observadas mediante el revelado de la estructura de solidificación con reactivo color es que los bordes de grano de la austenita previa en todos los aceros cruzan los brazos dendríticos (Fig. 8-25). Este fenómeno se observó en un principio en los aceros 1 a 4 y se creyó que era una particularidad de la solidificación peritética. Sin embargo, posteriormente se observó el mismo comportamiento en los aceros 5 a 7, los cuales, como ya se explicó, no sufren solidificación peritética y directamente el primer solido que se forma es austenita. Los bordes de grano de la austenita previa deberían observarse en zonas interdendríticas, sin embargo, tal como se muestra en las Fig. 8-25, los bordes de grano no guardan relación con el patrón dendrítico.

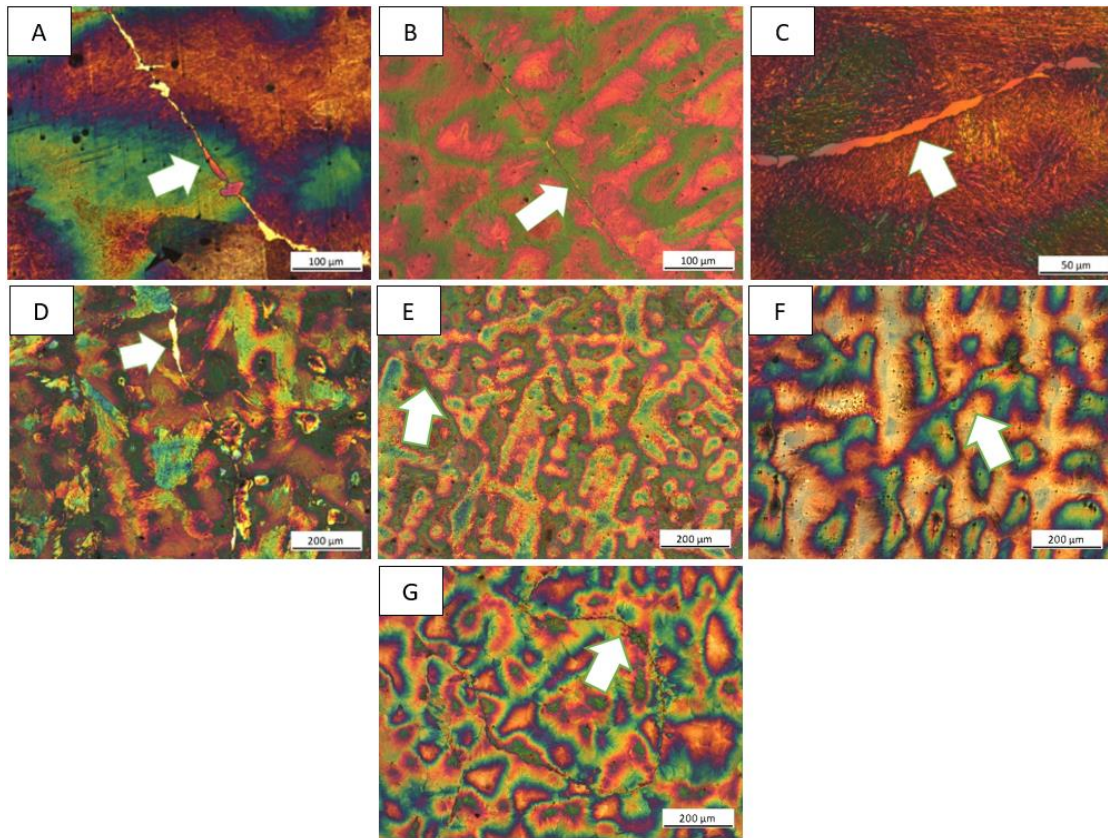


Fig. 8-25: Bordes de grano cruzando brazos dendríticos. Acero 1 (A). Acero 2 (B). Acero 3 (C). Acero 4 (D). Acero 5 (E). Acero 6 (F). Acero 7 (G)

La posición de los bordes de grano respecto de la estructura dendrítica indica que, luego de la solidificación, hay crecimiento de grano austenítico. Si bien los granos de austenita originales son de gran tamaño, como consecuencia del tamaño de las dendritas, una vez que ha terminado la solidificación, el material se encuentra a elevadas temperaturas, lo que permite al sistema reducir su energía libre mediante el crecimiento de grano. De esta manera, los bordes de grano, que originalmente se ubicaban en zonas LTF, se mueven y pierden relación con el patrón dendrítico.

Las observaciones realizadas coinciden con lo reportado por Pottore (1991). La Fig. 8-26 muestra la secuencia de solidificación peritéctica de un acero con 0.3%C. La imagen (a) muestra dendritas de ferrita- δ nucleadas a partir del líquido; la imagen (b) muestra la fase austenítica rodeando las dendritas de ferrita- δ y separándola del líquido; por último, la imagen (c) muestra la estructura de granos austeníticos. Comparando el tamaño de los granos austeníticos de la imagen (c) con la estructura de la imagen (b), es posible confirmar que hubo crecimiento de grano. De esta manera, la ubicación de los bordes de grano en la imagen (c) no guarda relación con el patrón dendrítico de la imagen (a), lo cual coincide con lo observado en este trabajo.

Además, el trabajo reportado por Tsuchiya (2012) también coincide con las observaciones realizadas sobre los aceros colados de alto silicio. En primer lugar, el autor afirma que, tanto en aceros de medio y alto carbono, existe un severo crecimiento de grano por debajo de T_V (temperatura a partir de la cual se obtiene una microestructura completamente austenítica) y que a medida que T_V es más alta, mayor es el crecimiento de grano. La T_V , que cual depende de la composición química, está indicada en la Fig. 8-22 para cada uno de los aceros. Además, el autor concluyó que la estructura de solidificación de un acero con 0.7%C es muy similar a la de aceros con porcentajes de carbono mayores a 0.38%. Entonces, el hecho de observar bordes de grano

cruzando brazos dendríticos es consecuencia de la alta temperatura T_γ que tienen los aceros, lo cual produce un crecimiento de grano austenítico. Este fenómeno, así como el gran tamaño de las dendritas observadas (primeros sólidos en formarse), justifican el gran tamaño de grano de la austenita previa de estos aceros en estado as-cast.

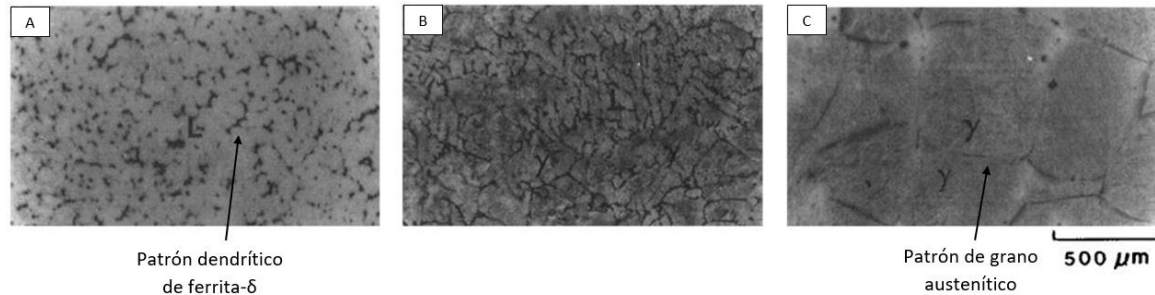


Fig. 8-26: Avance de la solidificación peritéctica (Pottore, 1991).

8.5 Conclusiones parciales

En general, la microestructura as cast de los aceros de alto silicio resultó ser mayoritariamente perlítica, con la presencia en algunos casos de ferrita alotriomórfica y Widmanstätten en borde de grano austenítico. En algunos casos también se observó ferrita idiomórfica dentro de los granos, como consecuencia del gran tamaño de los mismos. En el caso de los aceros aleados con molibdeno, a diferencia de los otros aceros, se observó una microestructura bainítica en estado as-cast. Como se mencionó, el molibdeno causa un notable retraso en la transformación perlítica, dando lugar a la formación de bainita durante el enfriamiento en el molde, luego de la solidificación.

La dureza de los aceros con microestructura perlítica se encuentra entre los 250 y 280 HB aproximadamente, siendo mayor para aquellos aceros con mayor contenido de carbono. Por otro lado, los aceros aleados con molibdeno, presentaron una dureza significativamente superior (363 y 368 HB) debido a su microestructura bainítica as cast.

La mejor observación de la estructura de solidificación de los aceros colados de alto silicio fue utilizando reactivo color, ya que permitió observar conjuntamente el patrón dendrítico y el patrón de granos de la austenita previa. Esto permitió determinar que, durante el enfriamiento luego de la solidificación, todos los aceros estudiados sufren un crecimiento de grano austenítico. Esto resultó posible al observar la posición de los patrones de microsegregación (dendritas) respecto de los bordes de grano de la austenita previa. Como consecuencia del tamaño de las dendritas (primeros sólidos en formarse) y del crecimiento de grano, todos los aceros presentaron granos austeníticos de algunos milímetros de ancho y varios milímetros de largo, superando ampliamente el mayor tamaño de grano especificado por la norma ASTM E112.

El espaciado dendrítico secundario resultó ser prácticamente igual para todos los aceros, salvo para el acero 5, cuya desviación respecto del resto de los aceros se atribuye a alguna modificación en los parámetros de colada. Los resultados permiten concluir que el espaciado dendrítico secundario es gobernado por la velocidad de enfriamiento en los moldes, es decir, por el tamaño de pieza, y, al menos en estos casos, no depende de la composición química, lo cual coincide con reportes previos en literatura.

9 Estudio de la microsegregación

9.1 Introducción y objetivos del capítulo

Como se ha mencionado en la sección 4.4.3, el proceso de solidificación de una aleación trae aparejado generalmente la microsegregación de elementos de aleación, ya que éstos tienen diferente solubilidad en sólido respecto de la que tienen en el líquido. La relación de solubilidades está dada por el coeficiente de partición k : si $k < 1$, a medida que se forma el sólido, el soluto es reyectado hacia el líquido y por esa razón, las últimas zonas en solidificar (zonas LTF) son las más aleadas o microsegregadas. Por el contrario, si $k > 1$, el sólido que se forma lo hace con un contenido mayor de soluto que el que posee el líquido, razón por la cual este último se va empobreciendo en soluto a medida que avanza la solidificación y las zonas LTF son las menos aleadas.

Las piezas obtenidas mediante fusión y colada presentan microsegregación, lo cual es una desventaja respecto de piezas obtenidas mediante otros métodos, ya que esta heterogeneidad química en la matriz metálica en general provoca un deterioro en las propiedades mecánicas. Esto se debe a que el fenómeno de segregación promueve que existan en la matriz metálica regiones que poseen distinta composición química. En relación con esto, es ampliamente conocido que las transformaciones en estado sólido en aceros están afectadas por la composición química de los mismos, ya que ésta modifica la cinética y la termodinámica de las transformaciones (velocidad de transformación, estabilidad de las fases, etc). Esto produce, en la práctica industrial, que piezas que deban ser tratadas térmicamente para obtener una microestructura deseada y homogénea en todo el bulk de la misma, presenten una heterogeneidad en su microestructura debido al fenómeno de segregación: ante un mismo ciclo térmico, distintas regiones de la pieza sufrirán distintas transformaciones o grados de transformación.

La microsegregación en este trabajo juega un rol fundamental y es la principal diferencia con la mayoría de los trabajos reportados en literatura respecto de aceros bainíticos libres de carburos, por esa razón resulta fundamental realizar un extensivo estudio de la misma. Los pocos trabajos reportados sobre este tipo de microestructuras obtenidas en aceros colados no incluyen un estudio de microsegregación y sus consecuencias sobre las transformaciones en estado sólido (tema desarrollado en la sección 11 de esta tesis). Si bien existen numerosos trabajos sobre cálculo de coeficientes de partición en aceros, la microsegregación de un elemento en particular posiblemente dependa de la presencia de otros elementos ((Porter (1992), Fredriksson (2012))), es decir, la microsegregación de los aleantes depende de la composición química del acero, razón por la cual se considera muy relevante realizar un extensivo análisis.

El objetivo de este capítulo es realizar un estudio de la microsegregación de los diferentes elementos de aleación en los aceros que se utilizarán para obtener bainita libre de carburos. Específicamente se pretende medir la composición química de las primeras y últimas zonas en solidificar, para luego calcular los coeficientes de partición de los distintos elementos.

9.2 Metodología experimental

La microsegregación de elementos de aleación fue medida mediante el uso combinado de ataque color y microscopia electrónica SEM-EDS. Este análisis fue realizado para los aceros 1, 3, 4, 6 y 7. Para cada uno de ellos, se pulió a espejo una probeta correspondiente al nivel 2 del corte central (Fig. 9-1(A)) y se realizó ataque color según lo explicado en la sección 7.4, para determinar un área de interés (de aproximadamente 1 mm²), la cual fue delimitada con microindentaciones. Posteriormente las probetas fueron repulidas para eliminar las capas de óxido formadas durante el ataque y fueron llevadas al SEM con un detector EDS. Allí se ubicó, para cada acero, la zona de interés mediante la localización de las microindentaciones y se realizó un mapeo de los elementos de aleación correspondientes.

A modo de ejemplo, la Fig. 9-1(B) muestra la zona de interés del acero 3 atacada con reactivo color y observada en el microscopio óptico y, por otro lado, la misma zona observada en el SEM (Fig. 9-1(C)). De esta manera fue posible hacer mediciones de composición química puntal en diferentes zonas y corroborar si se trata zonas FTF o LTF, conforme se observó con el ataque color.

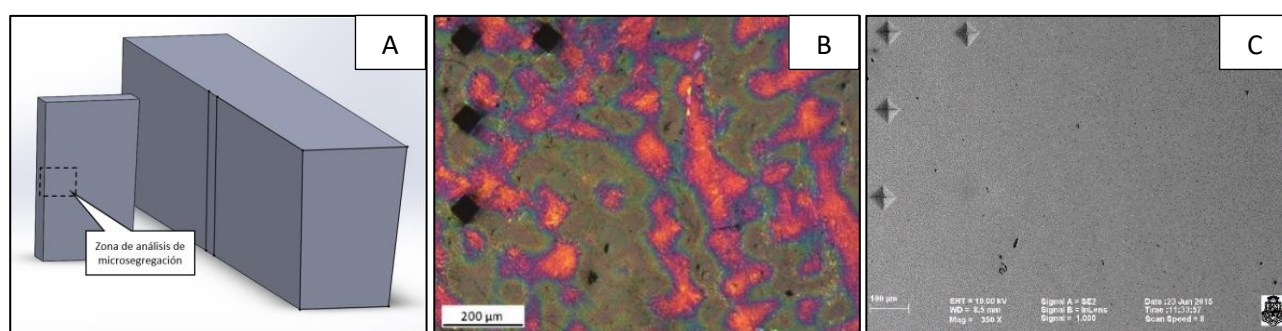


Fig. 9-1: Zona de extracción de probetas (A). Ataque color (B) e Imagen SEM (C) de la zona de interés del acero 3.

Para estos ensayos se utilizó un microscopio electrónico de barrido Carl Zeiss Sigma operando a 15 kV y un detector EDS “Silicon Drift”. Este tipo de detectores provee microanálisis avanzados y sus resultados son comparables a los otorgados mediante la técnica WDS, tal como fue reportado por Çubukçu et. al. (2008). Durante los análisis, se midió la composición química puntal de 20 zonas FTF y 20 zonas LTF, registrando concentraciones de Si, Mn, Cr, Ni, Mo y Al para cada acero, según corresponda. La microsegregación del cobalto no pudo ser determinada, debido a que los picos de difracción del mismo quedaban fuera de los difractogramas medidos.

A continuación, se detalla la manera en que funciona el software utilizado para operar el SEM-EDS .

- En primer lugar, permite realizar una lectura de composiciones químicas de un área determinada (cuyo tamaño se puede ajustar), la cual es dividida en 1024*1024 píxeles, guardando un difractograma por cada pixel, semejante al mostrado en la Fig. 9-2(A).
- El tiempo de lectura es variable y puede ser ajustado por el operador. Mayores tiempos implican resultados más confiables, ya que aumenta la estadística en cada uno de los píxeles del área de interés. En este caso, se seleccionó un tiempo de 2 horas para cada acero.
- Luego de la obtención de datos, se procede al postprocesamiento, en el cual el software muestra el área de interés y permite obtener la composición química de un área, línea o punto seleccionado por el usuario. La Fig. 9-2(B) muestra el área de interés del acero 3 y algunas zonas (espectros) sobre las cuales se midió composición.

- Este procedimiento permite obtener una gran cantidad de datos en tiempos relativamente cortos y luego realizar un postprocesamiento (incluso remotamente) para obtener los datos necesarios.

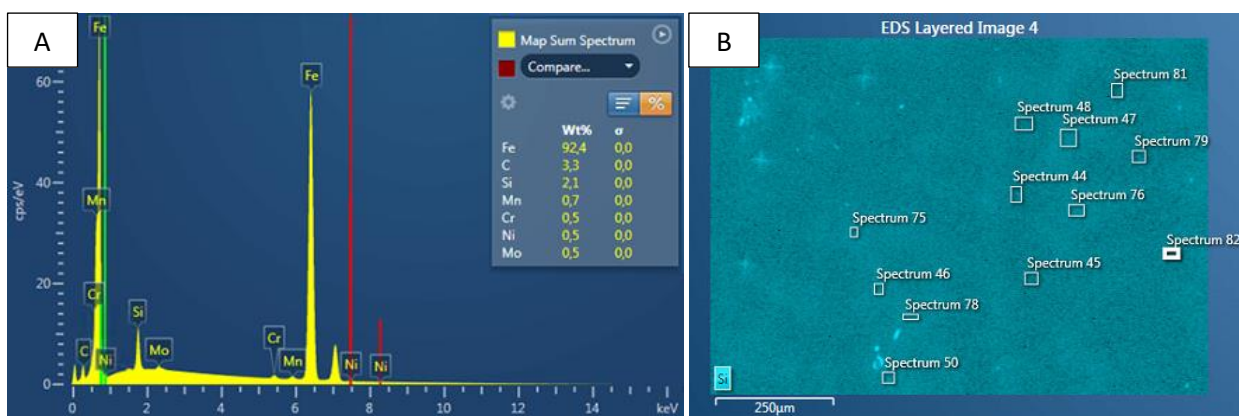


Fig. 9-2: Ejemplo de un difractograma del acero 3 (A). Medición de composiciones de distintas zonas (B).

Asumiendo que la microsegregación generada durante la solidificación no sufre homogeneización, debido a la insignificante difusión de elementos de aleación en estado sólido, el coeficiente de partición efectivo inicial, de cada elemento de aleación, puede ser aproximado como el cociente entre la concentración de las zonas FTF (los primeros sólidos) sobre la concentración media (concentración del líquido). Esta suposición es razonable para los elementos de aleación sustitucionales, como los investigados en este trabajo. Por lo tanto, para el realizar el cálculo de los coeficientes de partición se utilizará la Ecuación 9-1, donde X_{FTF} es la concentración del elemento en cuestión en zonas “first to freeze”, mientras que \bar{X} es la concentración media del elemento en el acero.

Ecuación 9-1:
$$K_{ef} = \frac{X_{FTF}}{\bar{X}}$$

9.3 Resultados

La Fig. 9-3(A) muestra la metalografía color de una probeta del acero 3, mientras que la Fig. 9-3(B) muestra un mapeo de silicio revelado en la misma área de interés (observar la localización de las improntas), donde las zonas más brillantes corresponden a mayores contenidos de silicio. En primer lugar, cabe resaltar que las zonas brillantes del mapeo coinciden con las zonas verdes (zonas LTF), mientras que las zonas oscuras coinciden perfectamente con los brazos dendríticos (zonas naranjas). Esto permite alcanzar dos importantes conclusiones: en primer lugar, al igual que fue reportado para fundiciones de hierro (Rivera et. al, 1995), el reactivo color es efectivo para revelar la microsegregación de silicio en aceros. En segundo lugar, que el silicio se acumula en zonas LTF durante el proceso de solidificación.

La primera tarea que se realizó fue la de medir la composición química de toda el área de interés, es decir, un promedio de la composición de los 1024*1024 píxeles, con el objetivo de realizar una comparación con las composiciones obtenidas mediante vía húmeda y espectroscopía. La Tabla 9-1 muestra la composición química global de los aceros analizados mediante EDS y una comparación con los resultados obtenidos analíticamente usando análisis por vía húmeda, mostrados anteriormente en la Tabla 6-1. De acuerdo a la tabla, las lecturas de EDS concuerdan razonablemente con los resultados analíticos, por lo que no fue

necesario realizar ningún ajuste. Esto permite garantizar que las lecturas de composición puntuales que se reportarán a continuación son confiables.

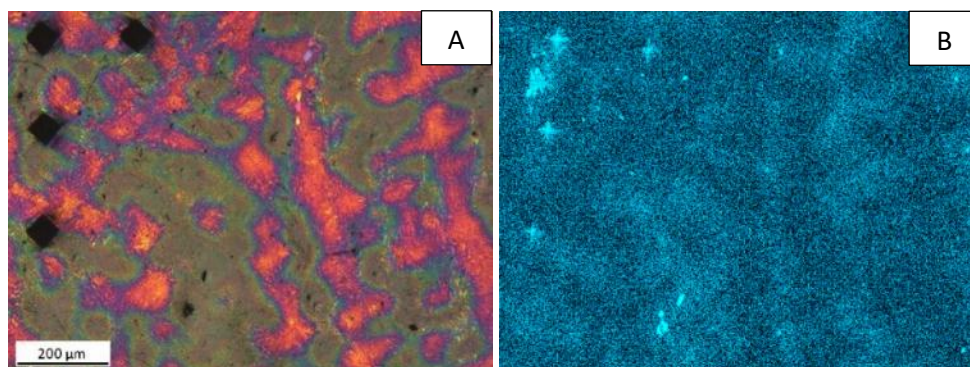


Fig. 9-3: Acero 3. Metalografía color (A). Mapeo de silicio (B).

Tabla 9-1: Comparación de composición química global de los aceros medida por EDS y analíticamente.

		%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Al
EDS	Acero 1	2.2	0.7				
	Acero 3	2.1	0.7	0.5	0.5	0.5	
	Acero 4	2.3	0.7	0.6	0.5	0.5	0.6
	Acero 6	2.2	0.7	0.6			
	Acero 7	2.1	1.0	1.0			
Analítico	Acero 1	2.1	0.60				
	Acero 3	2.1	0.59	0.52	0.49	0.53	
	Acero 4	2.1	0.58	0.59	0.56	0.53	0.61
	Acero 6	2.1	0.57	0.53			
	Acero 7	2.0	0.93	1.01			

9.3.1 Cálculo de coeficientes de partición

El coeficiente de partición de un elemento en una aleación indica la relación de solubilidades de ese elemento en el sólido respecto del líquido. Normalmente se utiliza este coeficiente para cuantificar la microsegregación. Para su cálculo, se realizaron análisis puntuales de EDS en zonas FTF y LTF. La Tabla 9-2 muestra los valores máximos y mínimos de concentración medidos, que fueron calculados como el promedio de 3 lecturas máximas y mínimas. Los resultados verifican que todos los elementos de aleación estudiados se acumulan en las zonas LTF, mientras que las zonas FTF son zonas pobres en aleantes. La Tabla 9-2 muestra también los coeficientes de partición efectiva calculados. Cabe aclarar que estos coeficientes corresponden a la partición entre la ferrita- δ y el líquido para los aceros 1 a 4, y entre austenita y el líquido para los aceros 5 a 7, de acuerdo a los mecanismos de solidificación detallados en la sección 8.4.

Los coeficientes calculados indican que el silicio es el elemento que menos microsegregación presenta, ya que posee un valor k más cercano a la unidad que el resto de los aleantes evaluados. Sin embargo, al ser el elemento de mayor concentración, la diferencia entre zonas FTF y LTF es considerable. Por el contrario, el molibdeno es un elemento que presenta una segregación muy marcada, de hecho, fue posible encontrar zonas de material con valores tan bajos como 0.2% y otras con altas concentraciones (1.6%). El resto de los elementos utilizados como aleantes en estos aceros (Mn, Cr, Ni y Al) posee coeficientes de partición similares, que rondan en 0.6-0.7.

Tabla 9-2: Concentraciones máximas y mínimas de elementos de aleación y coeficientes de partición.

		Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al
Acero 1	Mínimo (%)	1.7	0.4				
	Máximo (%)	3.2	1.3				
	K_{ef}	0.77	0.57				
Acero 3	Mínimo (%)	1.7	0.4	0.3	0.3	0.2	
	Máximo (%)	3.1	1.3	0.9	0.9	1.6	
	K_{ef}	0.81	0.57	0.60	0.60	0.40	
Acero 4	Mínimo (%)	1.9	0.4	0.4	0.3	0.2	0.3
	Máximo (%)	2.7	0.9	0.8	1.0	1.1	0.7
	K_{ef}	0.83	0.57	0.66	0.60	0.40	0.50
Acero 6	Mínimo (%)	1.6	0.4	0.3			
	Máximo (%)	3.0	1.2	1.1			
	K_{ef}	0.73	0.57	0.5			
Acero 7	Mínimo (%)	1.6	0.6	0.6			
	Máximo (%)	2.7	1.5	1.5			
	K_{ef}	0.76	0.60	0.60			

El procedimiento de cálculo de coeficientes de partición en aceros fue realizado en numerosos trabajos, a modo de ejemplo se muestra en la Tabla 9-3 una comparación de los coeficientes de partición efectiva calculados con otros reportados en la literatura para sistemas binarios Fe-X. Es posible observar que los valores correspondientes al silicio son similares, sin embargo, los coeficientes calculados para el Mn, Cr, Ni y Al son diferentes para aquellos reportados por Battle (1989) y Ueshima (1986). Esta discrepancia es entendible ya que los coeficientes referenciados fueron calculados sobre sistemas binarios, mientras que los coeficientes de partición efectiva fueron medidos en este trabajo en aleaciones multicomponentes. Como se ha mencionado, la microsegregación de un elemento en particular puede ser influenciada por otros elementos, lo cual queda demostrado en la Tabla 8-3 y justifica la realización de este estudio de microsegregación.

Tabla 9-3: Comparación de coeficientes de partición.

	Este trabajo	Battle	Ueshima
Si	0.77-0.83	0.83	0.77
Mn	0.57	0.9	0.76
Cr	0.60-0.66	0.95	
Ni	0.60	0.83	
Al	0.50	0.92	

9.4 Discusión

De acuerdo a los resultados obtenidos, es posible dividir a los aceros utilizados en este trabajo en dos grupos: los aceros 1 y 5 son aceros poco aleados e incluyen en su composición química carbono, silicio y manganeso. Por otro lado, los aceros 2, 3, 4, 6 y 7 son aceros más aleados, ya que cuentan con otros elementos de aleación. El carbono, debido a su relativa alta difusión, se redistribuye durante la transformación bainítica y, por lo tanto, no forma parte del análisis de microsegregación. Además, el silicio no tiene un efecto considerable en la cinética de reacción ni en la posición de la curva T_0 , razón por la cual también se excluye del análisis. De esta manera, en los aceros poco aleados, el manganeso es el único responsable de la heterogeneidad en cuanto a composición química, mientras que, en los aceros más aleados, hay otros elementos como el cromo, níquel o molibdeno que afectan la transformación bainítica. A modo de ejemplo, la Fig. 9-4 muestra el contenido de aleantes que influyen en la reacción bainítica en zonas FTF y LTF para los aceros 1, 3 y 6. En la imagen se observa que los aceros con mayor cantidad de elementos de aleación presentan una mayor heterogeneidad de su composición química, ya que lógicamente tienen más aleantes microsegregados.

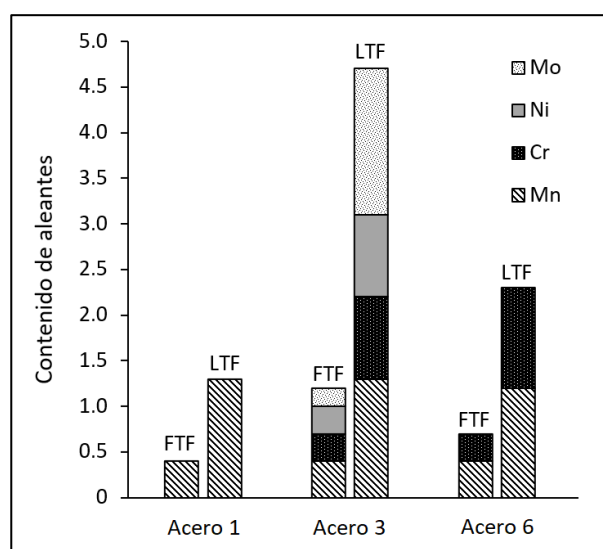


Fig. 9-4: Contenido de aleantes en FTF y LTF en los aceros 1, 3 y 6.

9.5 Conclusiones parciales

En primer lugar, cabe resaltar que los estudios de microsegregación muestran que el contenido mínimo de silicio detectado en los aceros colados diseñados para este trabajo es superior a 1.5%, que es valor mínimo necesario para suprimir la precipitación de carburos durante la transformación bainítica. Esto indica que, en principio, estos aceros son aptos para producir bainita libre de carburos, y que la elección de un 2% de silicio en la composición química de los aceros fue acertada.

Todos los elementos de aleación utilizados en este trabajo tienen segregación directa, es decir, se acumulan en zonas LTF. De esta manera, los aceros más aleados, ya sea por el número de elementos de aleación como por la concentración de los mismos, son los que presentan mayor heterogeneidad química y se espera tengan un desarrollo de la transformación bainítica más heterogéneo. El Mn, Cr, Ni y Al presentaron microsegregación similar, con valores de coeficientes de partición efectiva entre 0.6 y 0.7. En contrapartida, el molibdeno presentó una segregación muy marcada. Teniendo en cuenta que este elemento de aleación produce un notable aumento en la templabilidad de los aceros y en las microestructuras resultantes luego de los tratamientos térmicos que se pretenden realizar, es posible predecir heterogeneidades microestructurales al obtener bainita libre de carburos. Debido a esta razón y al alto costo que tiene el molibdeno, se decidió no incluir este aleante en los aceros 5, 6 y 7.

Al realizar una comparación de los coeficientes de partición calculados en este trabajo con otros reportados en bibliografía, se confirmó que la microsegregación de algunos elementos depende de la presencia de otros. Esta premisa fue la que incentivó a realizar un estudio completo de microsegregación en los aceros incluidos en esta tesis.

Por último, el desarrollo de este capítulo y del capítulo “Estudio de la macro y microestructura de solidificación” fueron reportados en la revista *International Journal of Cast Metals Research*. Los datos de la publicación son:

Título: Macro and microstructural characterisation of high Si cast steels – Study of microsegregation patterns.

Autores: Tenaglia Nicolás; Boeri Roberto; Basso Alejandro; Massone Juan.

Estado: Publicado en “*International Journal of Cast Metals Research*”, Vol. 30 (2), pp. 103-111 (2016).

Resumen: In this study the as-cast macro and microstructures of medium C – high Si cast steels of three different levels of alloying are characterised. The application of a colour-etching reagent sensitive to Si segregation effectively revealed the solidification macrostructure, showing that the patterns of macrostructure and microsegregation are governed by the initial precipitation of δ -ferrite dendrites. A study of microsegregation carried out using advanced EDS techniques showed that, for the studied chemical compositions, Si, Mn, Cr, Ni, Mo and Al tend to concentrate at the last liquid to solidify. Accordingly, effective partition coefficients of values below unity were calculated for all alloying elements tested. It was verified that the minimum local Si contents measured on the steels investigated were greater than 1.7%, value above the minimum value (1.5%) necessary to obtain carbide-free bainite after austempering.

Palabras clave: Cast steels; high silicon; microsegregation; solidification; peritectic.

DOI: 10.1080/13640461.2016.1258515

10 Templabilidad y austemperabilidad de aceros de alto silicio

10.1 Introducción y objetivos del capítulo

Como se ha mencionado anteriormente, el cálculo de la templabilidad de los aceros es una práctica realizada comúnmente, ya que los aceros templados y revenidos son ampliamente utilizados en la industria para numerosas aplicaciones. Este cálculo se realiza mediante el ensayo Jominy, detallado en la norma ASTM A255.

La austemperabilidad es un concepto similar al de templabilidad, pero en lugar de obtener martensita, se busca obtener una microestructura bainítica en aceros, o ausferrítica para el caso de las fundiciones de hierro austemperadas (ADI), utilizando un baño de sales que determina una extracción calórica no normalizada como en el caso del medio de temple. La metodología tradicional para calcular la austemperabilidad de las aleaciones base hierro implica el mecanizado de redondos de distintos diámetros, someterlos a un ciclo térmico de austemperado y determinar metalográficamente el máximo diámetro en el cual se obtiene bainita en la totalidad de la pieza. Esto debe ser realizado para cada temperatura de austempering, ya que la capacidad de extraer calor del fluido depende de su temperatura, lo cual implica una gran cantidad de horas de tareas experimentales. Sin embargo, en la literatura se han reportado metodologías experimentales con las cuales se puede caracterizar la austemperabilidad de una fundición de hierro a partir de estudiar su templabilidad (Voigt, 1991).

En este trabajo se planteó la posibilidad de determinar la austemperabilidad de los aceros estudiados utilizando como metodología la determinación previa de su templabilidad, a través de un ensayo Jominy y el uso de curvas obtenidas mediante simulaciones numéricas. El principal objetivo de este capítulo es determinar, para cada uno de los aceros colados de alto silicio, el máximo tamaño de pieza que al ser austemperada, permita obtener una microestructura completamente bainítica. Además, se pretende determinar la influencia de la microsegregación sobre la austemperabilidad de los aceros.

10.2 Metodología experimental

10.2.1 Ensayos Jominy y determinación de las distancias críticas

En primer lugar, se determinó la templabilidad de los aceros bajo estudio, lo cual se realizó mediante el ensayo Jominy detallado en la sección 7.5. Luego de realizar los ensayos, se rectificaron generatrices en cada una de las probetas y se realizaron mediciones de dureza en escala HRC para obtener las curvas de dureza en función de la distancia Jominy (curvas Jominy). Luego, las superficies rectificadas fueron pulidas y atacadas para su observación metalográfica, según lo explicado en la sección 7.3.

Para cada uno de los aceros, se observó la microestructura a lo largo de la distancia Jominy. La distancia al extremo templado, a la cual se observó la precipitación de fases no deseadas (distintas a martensita) fue llamada D_{jm} . Este proceso es particularmente útil cuando las curvas de dureza en función de la D_j no muestran cambios pronunciados asociados a la aparición de fases de alta temperatura. La observación metalográfica identifica la distancia Jominy que corresponde a la precipitación de fases no deseadas con mejor precisión. Este procedimiento fue reportado por Fernandino (2013) para fundiciones de hierro.

10.2.2 Simulaciones numéricas y determinación de la austemperabilidad

Para establecer una relación entre templabilidad y austemperabilidad, se utilizaron datos experimentales extraídos de los ensayos Jominy y además se realizaron simulaciones numéricas. Por un lado, cada distancia Jominy está asociada a una única velocidad de enfriamiento para todos los aceros, pues se supone que, más allá de su composición química, todos los aceros tienen la misma conductividad térmica. Para el desarrollo de este trabajo, se utilizaron velocidades de enfriamiento en función de la distancia Jominy, medidas a una temperatura de 704°C, reportadas por Maroni (1976) y representadas en la Fig. 10-1.

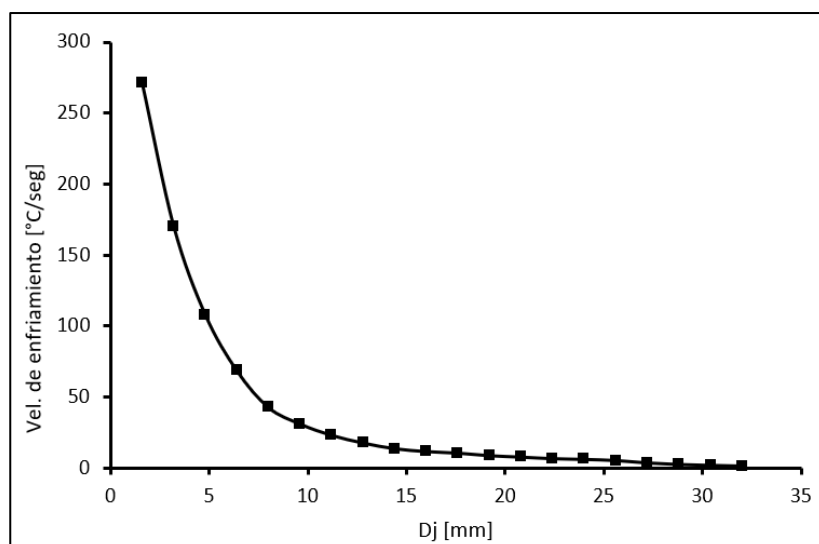


Fig. 10-1: Velocidad de enfriamiento vs Dj (adaptado de Maroni, 1976).

Por otro lado, las simulaciones numéricas se realizaron para determinar la velocidad de enfriamiento en el centro de redondos de distintos diámetros que se enfrían desde la temperatura de austenizado hasta la temperatura de austempering, en un baño de sales. Al comparar esas velocidades de enfriamiento con las encontradas experimentalmente en los ensayos de templabilidad, es posible obtener el diámetro de probeta que produce una velocidad de enfriamiento igual a una D_j determinada. De esta manera, sabiendo la D_j a la cual aparecen productos de transformación no deseados, se puede determinar el máximo diámetro austemperable, ya que ambas condiciones provocan la misma velocidad de enfriamiento. Un esquema del razonamiento planteado se muestra en la Fig. 10-2.

Las simulaciones numéricas fueron realizadas con el software Elmer. Se utilizaron diámetros de redondos de 5, 10, 20, 30, 40, 50, 60 y 70 mm, con una temperatura inicial de 900°C (temperatura típica de austenizado). El medio de enfriamiento corresponde al baño de sales perteneciente a la División Metalurgia de INTEMA y fue caracterizado mediante el coeficiente pelicular “h” que responde a la

Ecuación 10-1, donde T_s es la temperatura de la superficie de las probetas. La extracción calórica del baño de sales de la DMI fue caracterizada previamente por Massone (1997). Los datos del acero (calor específico y conductividad térmica) fueron extraídos de la base de datos de MagmaSoft en función de la temperatura. Las temperaturas elegidas para el medio de enfriamiento están en el rango 220-430°C, ya que normalmente la bainita se obtiene mediante tratamientos térmicos de austempering en ese rango de temperaturas.

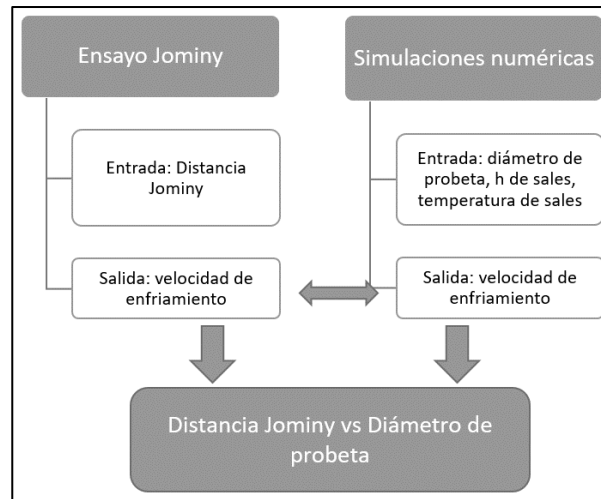


Fig. 10-2: Esquema de razonamiento para relacionar templabilidad y austemperabilidad.

Ecuación 10-1:
$$h = 170 + 0.0002 * T_s^{2.5}$$

La Fig. 10-3 muestra, a modo de ejemplo, las curvas de enfriamiento simuladas del centro de un redondo (zona de menor velocidad de enfriamiento de la pieza) de 10 mm y otro de 70 mm, desde una temperatura de 900°C hasta 300°C. Para cada una de estas curvas se calculó la velocidad de enfriamiento a una temperatura de 704°C (zona marcada en cada curva), para poder compararlas con las velocidades correspondientes al ensayo de templabilidad (Fig. 10-1).

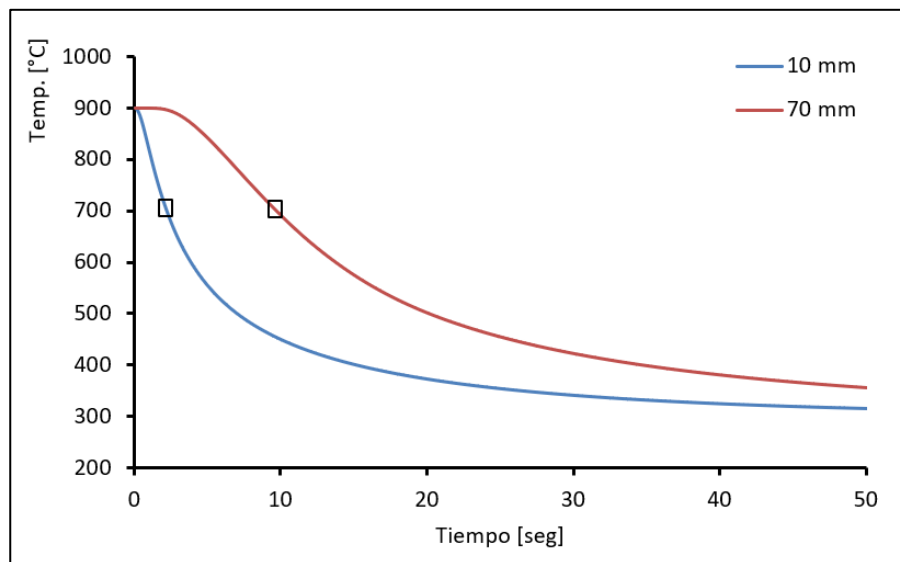


Fig. 10-3: Curva de enfriamiento simuladas de redondos de distinto diámetro.

Con los datos obtenidos de las simulaciones numéricas se realizó el gráfico de la Fig. 10-4, que relaciona distancias Jominy con diámetros de barras para distintas temperaturas del baño de sales. Tal como fue mencionado, cada D_j está asociada a un diámetro de pieza que tiene, en su centro (condición más crítica), la misma velocidad de enfriamiento cuando se la enfría desde 900°C hasta cada T_{IB} . Entonces, aquellas piezas

cilíndricas que tengan en su centro una velocidad de enfriamiento igual o mayor a la que corresponde a su D_{jm} deberían ser completamente austemperadas en todo el volumen. Cabe aclarar que se han realizado simulaciones variando la temperatura de austenizado en $\pm 50^\circ\text{C}$., obteniendo una variación del 1% en la velocidad de enfriamiento a 704°C . Esto indica que la temperatura de austenizado no tiene gran influencia en los resultados obtenidos en las simulaciones y que, por lo tanto, el uso de una temperatura de austenizado media es correcto.

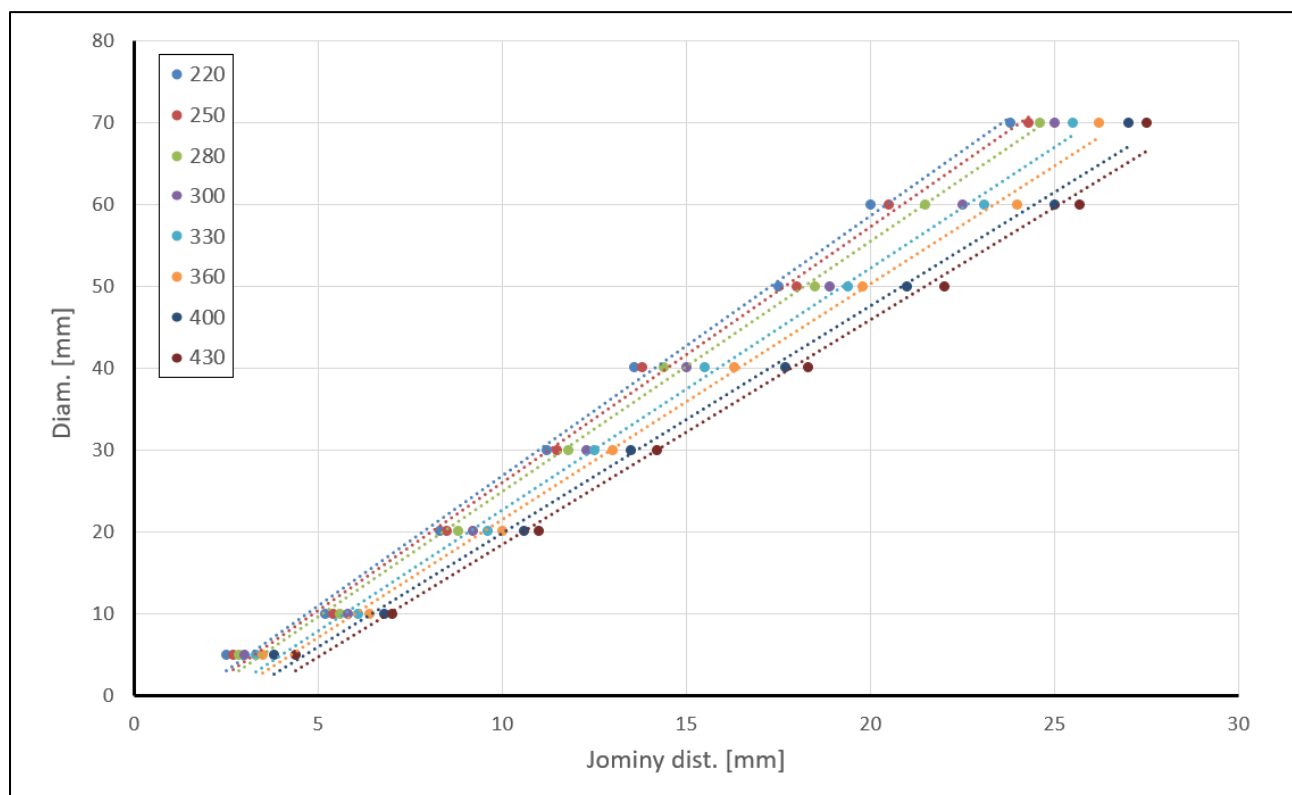


Fig. 10-4: Relación entre diámetros de redondos y distancias Jominy que producen la misma velocidad de enfriamiento, para distintas temperaturas del baño de sales.

La austemperabilidad de cada acero fue calculada en base a la D_{jm} determinada mediante los ensayos Jominy y utilizando las curvas de la Fig. 10-4. Además, se realizó una validación experimental de uno de los puntos de las curvas, cuyos detalles experimentales serán explicados más adelante.

10.3 Resultados

10.3.1 Microestructuras y curvas de dureza

La Fig. 10-5(A) muestra la curva Jominy del acero 1, en la cual puede observarse un claro descenso en el valor de dureza a partir de una $D_j = 5$ mm. Esto es consistente con lo observado metalográficamente. La microestructura de la probeta del acero 1 es martensítica y a una $D_{jm} = 5$ mm se observó la precipitación de ferrita Widmanstätten (Fig. 10-5(B)). La precipitación de ferrita en borde de grano causa la caída en el valor de dureza y, de acuerdo con la metodología adoptada, una $D_{jm} = 5$ mm será tenida en cuenta para calcular la austemperabilidad del acero 1.

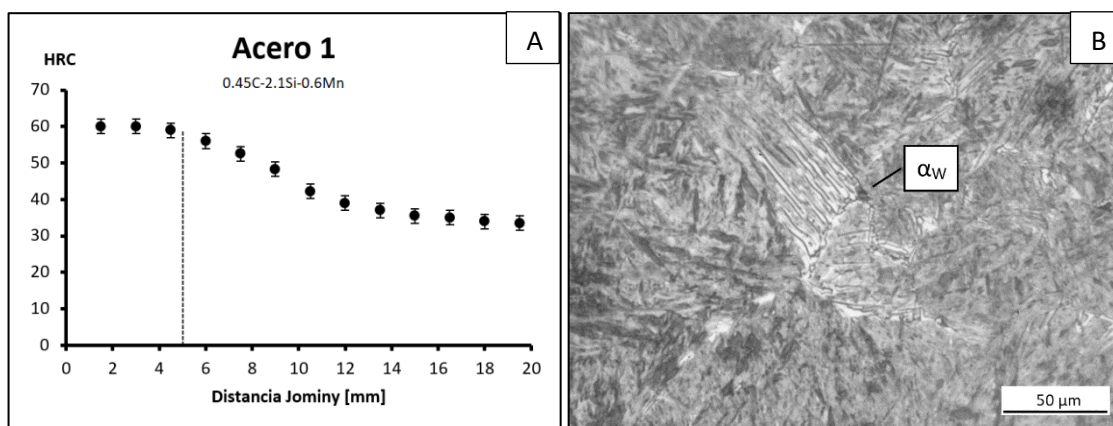


Fig. 10-5: Acero 1. Curva Jominy (A). Precipitación de ferrita Widmanstätten a $D_j = 5$ mm (B).

La Fig. 10-6(A) muestra la curva Jominy del acero 2, la cual presenta una caída del valor de dureza para una D_j entre 6 y 9 mm. La observación metalográfica de la microestructura de este acero permitió observar la precipitación de ferrita (con morfologías Widmanstätten y alotriomórfica) y perlita a una $D_{jm} = 7$ mm (Fig. 10-6(B)). La precipitación de estas fases coincide con la caída de dureza medida, por esta razón se utilizará una $D_{jm} = 7$ mm para calcular su austemperabilidad. El aumento de la D_{jm} del acero 2 respecto del acero 1 se debe a un mayor contenido de carbono y la presencia de cromo, elementos que provocan un aumento de la templabilidad del acero.

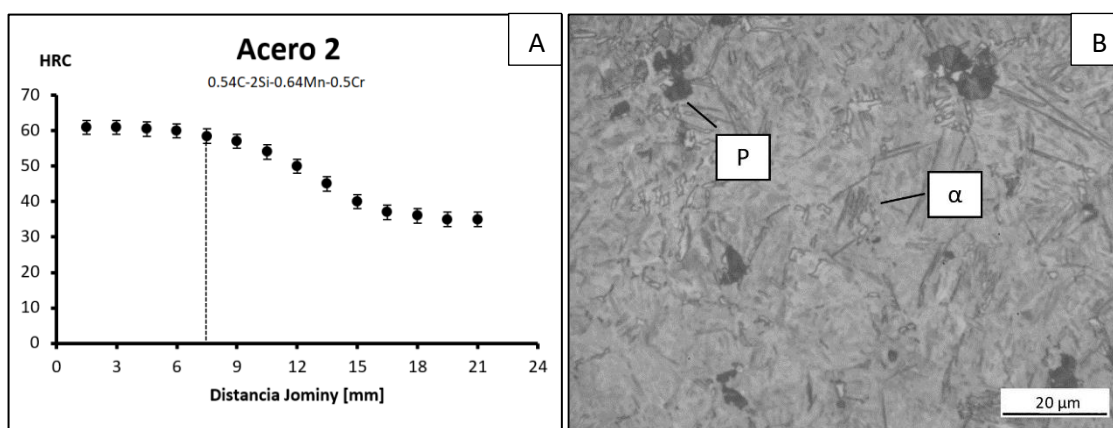


Fig. 10-6: Acero 2. Curva Jominy (A). Precipitación de ferrita y perlita a $D_j = 7$ mm (B).

La curva Jominy del acero 3 (Fig. 10-7(A)) muestra una caída suave y continua a lo largo de la D_j . Distinto a lo observado en los aceros 1 y 2, en la curva del acero 3 no es posible identificar una D_j que corresponda a la precipitación de fases no deseadas. La examinación metalográfica del acero 3 permitió observar que la primera fase distinta a martensita es ferrita bainítica (Fig. 10-7(B)). Esta fase tiene una dureza muy superior a la de la ferrita proeutectoide, razón por la cual su precipitación causa una caída en la curva de dureza mucho menor. Este fenómeno provoca que la curva Jominy del acero 3 no muestre una caída marcada. El comportamiento del acero 3 es lógico, ya que este acero tiene una considerable cantidad de molibdeno en su composición química, que causa un gran retraso de las transformaciones reconstructivas (ferrita proeutectoide o perlita) y permite las transformaciones desplazativas, como es el caso de bainita. La ferrita bainítica fue observada a una $D_{jm} = 14$ mm.

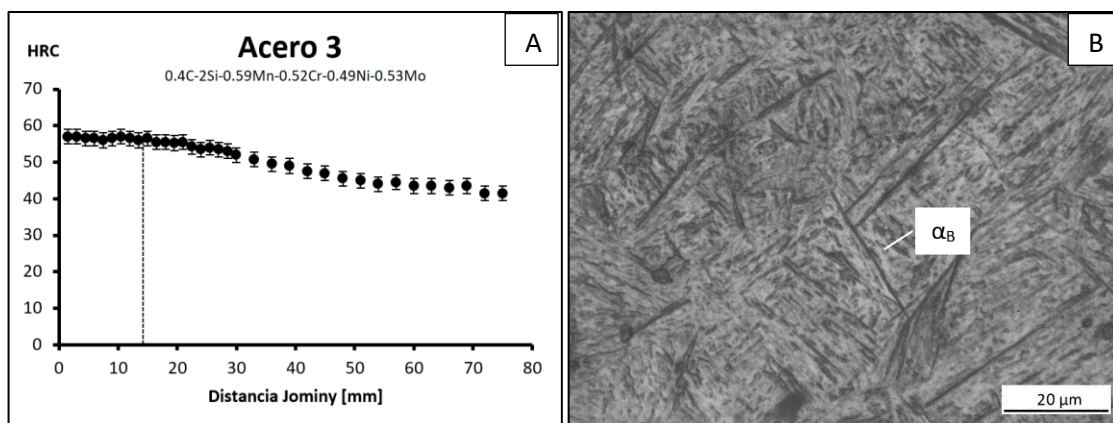


Fig. 10-7: Acero 3. Curva Jominy (A). Precipitación de ferrita bainítica a $D_j=14$ mm (B).

El comportamiento del acero 4 es similar al del acero 3. La curva Jominy (Fig. 10-8(A)) no muestra una clara caída de la dureza, sino que ésta descende suave y continuamente. La microestructura del acero 4 es martensítica y a una $D_{jm} = 20$ mm se observó la presencia de placas de ferrita bainítica (Fig. 10-8(B)). Al igual que el acero 3, el acero 4 también es aleado con molibdeno, el cual permite la precipitación bainita en vez de perlita o ferrita proeutectoide. La templabilidad del acero 4 es mayor a la del acero 3, esto se debe a que el acero 4 tiene mayores contenidos de carbono, cromo y níquel, elementos que promueven un aumento de la templabilidad. Además, el aluminio presente en la composición química del acero 4 también aumenta la templabilidad de los aceros, mientras que el cobalto tiene un efecto contrario y disminuye la templabilidad, aunque en menor medida (Avishan, 2018). En este sentido, el efecto del cobalto se ve enmascarado por el del carbono, cromo, níquel y aluminio.

Los resultados obtenidos sobre los aceros 3 y 4 resalta la importancia de la observación metalográfica de las probetas Jominy para la determinación de la D_j que corresponde a la aparición de fases no deseadas. La simple observación de las curvas de dureza, en estos casos, no permite determinar la distancia (o velocidad de enfriamiento crítica) a la cual se producen transformaciones distintas a martensita, ya que la caída de dureza no es marcada. De esta manera, la observación metalográfica de las probetas Jominy permite una mejor determinación de la presencia de fases indeseadas y, por lo tanto, una mejor estimación de la templabilidad de los aceros.

Es importante destacar que en el caso de los aceros 3 y 4, la primera fase distinta a martensita que se observó fue bainita, una fase deseable cuando se realizan tratamientos térmicos de austempering. Sin embargo, la bainita obtenida en las probetas Jominy fue formada durante el enfriamiento continuo. En ese caso, la bainita no es deseada, ya que el objetivo de un austempering es transformar toda la austenita en bainita a una temperatura definida, teniendo de esta manera un mejor control sobre la microestructura. Por esta razón, la bainita precipitada en los aceros 3 y 4 se considera como fase no deseada.

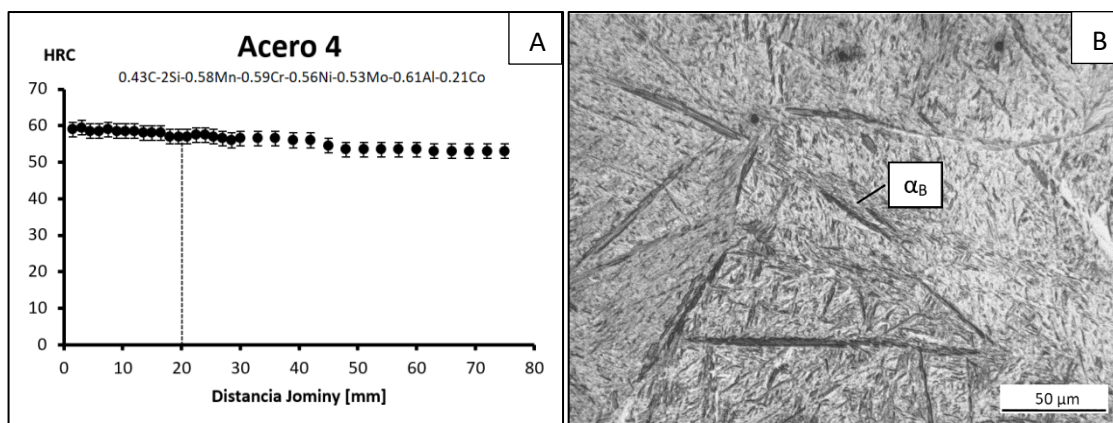


Fig. 10-8: Acero 4. Curva Jominy (A). Precipitación de ferrita bainítica a $D_j=20$ mm (B).

La Fig. 10-9(A) muestra la curva Jominy del acero 5, que presenta una caída de la dureza para una D_j entre 6 y 8 mm. En la microestructura del acero 5, se puede observar la precipitación simultánea de ferrita (Widmanstätten y alotriomórfica) y perlita a una $D_{jm} = 7.5$ mm (Fig. 10-9(B)). La presencia de fases no deseadas en la microestructura, coincide con la caída de dureza, por esta razón una $D_{jm} = 7.5$ mm será tomada en cuenta para calcular la austemperabilidad. Este acero tiene una templabilidad mayor a la del acero 1, debido a su mayor contenido de carbono, y similar a la del acero 2, como consecuencia también de un mayor contenido de carbono y la ausencia de cromo en su composición química. Además, el acero 4 tiene una D_{jm} bastante menor que la de los aceros 3 y 4, ya que estos últimos poseen un significativo mayor contenido de elementos de aleación que le aumentan la templabilidad.

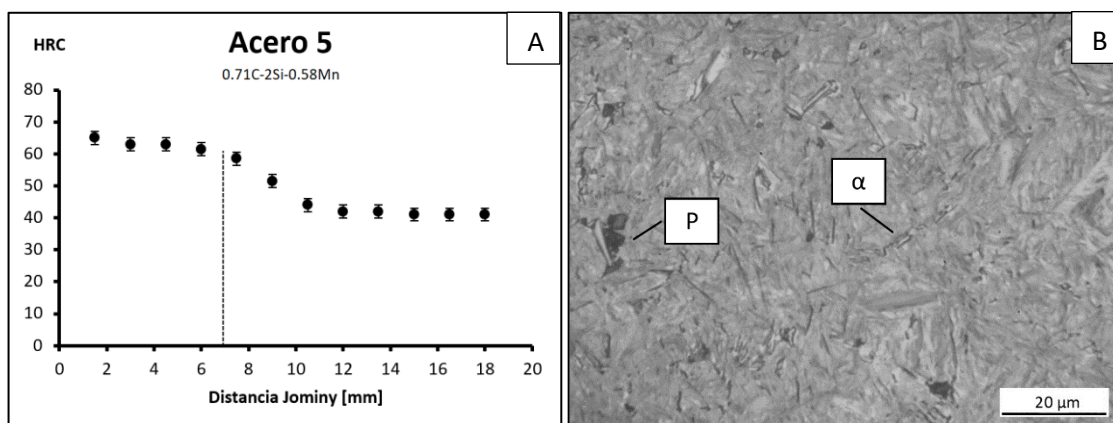


Fig. 10-9: Acero 5. Curva Jominy (A). Precipitación de ferrita y perlita a $D_j=7.5$ mm (B).

La Fig. 10-10(A)) muestra la curva obtenida para el acero 6, en la cual se observa una caída en la dureza para una $D_j \sim 12$ mm. La observación metalográfica de la microestructura permitió observar la aparición de perlita a una $D_{jm} = 11$ mm (Fig. 10-10(B)). De acuerdo a esto, una $D_{jm} = 11$ mm será tomada en cuenta para el cálculo de austemperabilidad. Con respecto al acero 5, el acero 6 está aleado con cromo, lo cual le otorga una templabilidad superior.

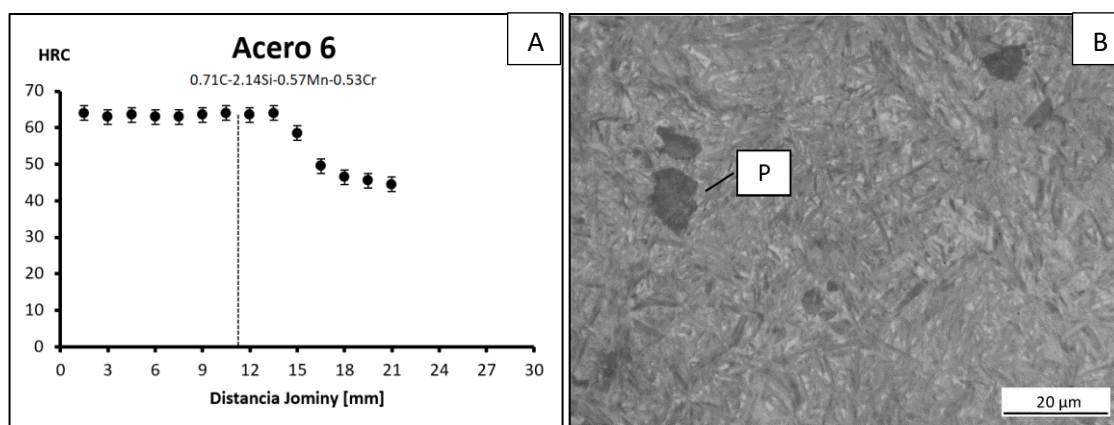


Fig. 10-10: Acero 6. Curva Jominy (A). Precipitación de perlita a $D_j=11$ mm (B).

Por último, la curva Jominy del acero 7 (Fig. 10-11(A)) indica que este acero tiene una gran templabilidad. La dureza de su microestructura se mantiene constante hasta una $D_j \sim 30$ mm, haciendo posible obtener microestructuras completamente martensíticas hasta muy bajas velocidades de enfriamiento o lo que es equivalente, en piezas grandes. Este comportamiento se debe a que el acero 7 posee un alto contenido de C, Mn y Cr en su composición química, que genera un gran aumento de la templabilidad, especialmente si se encuentran combinados y en altas concentraciones, tal como fue reportado por Avishan (2018). La microestructura del acero 7 es completamente martensítica hasta una $D_{jm} = 33$ mm, a partir de la cual se observó la formación de perlita (Fig. 10-11(B), que causa la caída en la curva de dureza. De todos los aceros estudiados en este trabajo, el acero 7 es el que posee la mayor templabilidad, lo cual permitirá la producción de piezas de mayor tamaño.

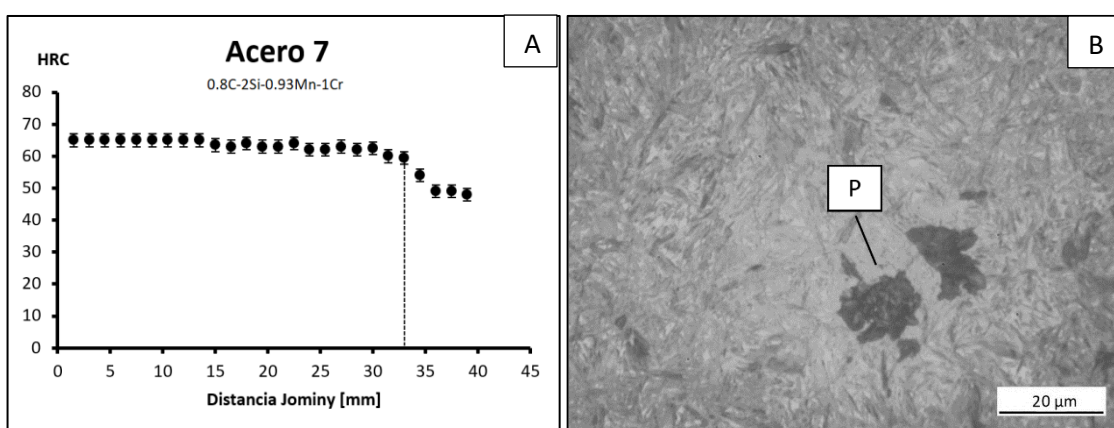


Fig. 10-11: Acero 7. Curva Jominy (A). Precipitación de perlita a $D_j=33$ mm (B).

10.3.2 Determinación de la austemperabilidad de los aceros estudiados

De acuerdo a las D_{jm} calculadas precedentemente y a las curvas de la Fig. 10-4, se estimaron los máximos diámetros austemperables para los aceros bajo estudio. La Tabla 10-1 muestra, para cada uno de los aceros, las D_{jm} determinadas anteriormente y los diámetros críticos que corresponden a temperaturas del baño de sales que resultan de interés.

Tabla 10-1: Máximos diámetros austemperables para los aceros estudiados.

	Acero 1	Acero 2	Acero 3	Acero 4	Acero 5	Acero 6	Acero 7
D_{jm}	5 mm	7 mm	14 mm	20 mm	7.5 mm	13.5 mm	33 mm
T_{IB}	300°C	280°C	300°C	300°C	250°C	250°C	230°C
Φ_{Max}	9.5 mm	16 mm	36 mm	54 mm	21 mm	37 mm	>70 mm
T_{IB}	330°C	330°C	330°C	330°C	300°C	300°C	280°C
Φ_{Max}	9 mm	14 mm	35 mm	52 mm	19.5 mm	34 mm	>70 mm

10.3.3 Validación de la relación entre distancias Jominy y diámetros austemperables

La Fig. 10-4 muestra una relación entre diámetros de redondos y distancias Jominy, para distintas temperaturas del medio de enfriamiento, obtenidas mediante simulaciones numéricas. La validación experimental determinará si los parámetros y suposiciones utilizados en las simulaciones fueron correctos. La validación propuesta consiste en elegir uno de los aceros bajo estudio, con su correspondiente D_{jm} , seleccionar una T_{IB} y determinar un diámetro crítico Φ_c . Luego, aquellas probetas con $\Phi < \Phi_c$ deberían llegar a ser completamente austemperadas, obteniendo una microestructura 100% bainítica, mientras que las piezas con $\Phi > \Phi_c$ deberían presentar estructuras de alta temperatura en su microestructura, luego de realizar el tratamiento térmico de austempering.

En este caso se decidió utilizar al acero 2 para la validación. Esta aleación tiene una $D_{jm} = 7$ mm y corresponde a un $\Phi_c = 16$ mm para una $T_{BI} = 280^\circ\text{C}$. En base a esto, se mecanizaron cilindros con diámetros de 13, 16 y 19 mm y longitudes $L = 3 \cdot \Phi$. Estas probetas fueron austenizadas a 900°C durante 60 minutos y austemperadas a 280°C durante 3 horas.

La observación metalográfica de las piezas tratadas térmicamente muestra que el cilindro de 13 mm fue correctamente austemperado, presentando una microestructura consistente en placas de ferrita bainítica y austenita retenida, no se observó la precipitación de fases no deseadas (Fig. 10-12(A)). Por otro lado, en los cilindros de 16 y 19 mm se observó la presencia de ferrita Widmanstätten y alotriomórfica en borde de grano. En la Fig. 10-12(B) se muestra la microestructura correspondiente al cilindro de 19 mm, en la cual se observa una matriz bainítica libre de carburos y el precipitado de ferrita Widmanstätten, señalada con una flecha.

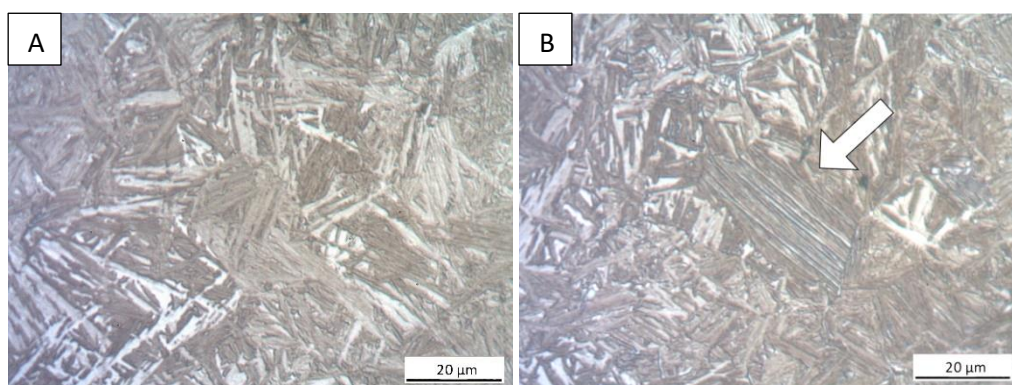


Fig. 10-12: Validación experimental. Cilindro de 13 mm (A). Cilindro de 19 mm (B).

Una vez validada la relación entre distancias Jominy y diámetros de redondos, es posible afirmar que la Fig. 10-4 permite determinar la austemperabilidad de aceros mediante datos extraídos de un ensayo Jominy. Seleccionando la D_j que corresponde a la precipitación de fases no deseadas, es posible determinar el máximo diámetro austemperable por medio del uso del gráfico. Es muy importante destacar que este método puede ser utilizado para aceros de cualquier composición química, ya que los datos térmicos utilizados en el modelo son generales para todos los aceros. Es decir, el gráfico no es limitado a aceros de alto silicio ni a las composiciones químicas utilizadas en este trabajo. Por otro lado, el gráfico fue realizado específicamente para el baño de sales fundidas de la planta piloto de División Metalurgia de INTEMA, compuesto por nitrito de sodio (50%) y nitrato de potasio (50%). Teniendo en cuenta que la capacidad de extracción calorífica del baño de sales depende, entre otras, de su composición, el uso de este ábaco para otro medio de enfriamiento debería ser verificado.

10.4 Discusión

10.4.1 Efecto de elementos de aleación sobre la austemperabilidad

Para hacer una comparación de la austemperabilidad de los aceros diseñados y el efecto de los elementos de aleación, se calcularon los máximos diámetros austemperables para una misma temperatura ($T_{IB} = 300^\circ\text{C}$). Estos valores se muestran en la Tabla 10-2.

Tabla 10-2: Máximos diámetros austemperables para una $T_{IB} = 300^\circ\text{C}$.

	Acero 1	Acero 2	Acero 3	Acero 4	Acero 5	Acero 6	Acero 7
D_{jm}	5 mm	7 mm	14 mm	20 mm	7.5 mm	13.5 mm	33 mm
Φ_{Max}	9.5 mm	15 mm	36 mm	54 mm	19.5 mm	34 mm	>70 mm

Los resultados de austemperabilidad presentados en la Tabla 10-2 indican que los aceros de medio carbono y baja aleación, como es el caso del acero 1, son adecuados para austemperar correctamente piezas de pequeños espesores, ya que su austemperabilidad es baja. Sin embargo, si el propósito es producir piezas de mayor tamaño, es necesario utilizar un mayor nivel de elementos de aleación.

La adición de carbono en la composición química de los aceros es muy efectiva para incrementar su austemperabilidad. Por ejemplo, un incremento en la concentración de carbono aumenta el máximo diámetro austemperable de 9.5 mm (acero 1 con 0.43%C) a 19.5 mm (acero 5 con 0.71%C). Además, el efecto del carbono sobre la austemperabilidad es mayor cuando éste es combinado con cromo: la adición de carbono en un acero con cromo aumenta el máximo diámetro austemperable de 15 mm (acero 2 con 0.54%C) a 34 mm (acero 6 con 0.71%C).

El cromo también ha demostrado ser efectivo para aumentar la austemperabilidad de los aceros. La adición de cromo en aceros de medio carbono aumenta el máximo diámetro austemperable de 9.5 mm (acero 1 sin cromo) a 15 mm (acero 2 con 0.5%Cr). Adicionalmente, la adición de cromo en aceros de alto carbono aumenta el diámetro austemperable de 19.5 mm (acero 5 sin cromo) a 34 mm (acero 6 con 0.5%Cr). El efecto del cromo en la austemperabilidad es mayor para altos contenidos de carbono, tal como fue reportado para la templabilidad de aceros (Avishan, 2018).

El efecto del carbono sobre la austemperabilidad es mayor que la del cromo. Sin embargo, el efecto de ambos es mayor cuando el otro aleante está presente en la composición química, lo cual ocurre por un efecto sinérgico. Esto también ocurre con el manganeso. Un aumento simultáneo de carbono, cromo y manganeso provoca un gran aumento de la austemperabilidad, modificando el máximo diámetro austemperable de 34 mm (acero 6 con 0.71%C-0.57%Mn-0.53%Cr) a un diámetro mayor a 70 mm (acero 7 con 0.8%C-0.93%Mn-1%Cr).

Por otro lado, la adición de Ni y Mo en la composición química de los aceros tiene una gran influencia en la austemperabilidad, sin embargo, el mismo efecto puede ser alcanzado aleando con carbono y cromo, resultando en una aleación menos costosa. Teniendo en cuenta que el carbono, el manganeso y el cromo son elementos de aleación de bajo costo, los sistemas Fe-C-Si-Mn-Cr parecieran ser una buena opción para la producción de piezas coladas con microestructura bainítica libre de carburos, al menos desde el punto de vista del costo y la austemperabilidad. Este tipo de sistemas ha sido recientemente reportado para el diseño de piezas a producirse a nivel industrial (García-Mateo, 2018).

10.4.2 Efecto de la microsegregación sobre la templabilidad/austemperabilidad

Debido al fenómeno de microsegregación causado durante la solidificación, en la fabricación de piezas coladas se debe trabajar con materiales que tienen una composición química no homogénea. En la sección 9.3 de este trabajo, se demostró que todos los elementos de aleación utilizados en los aceros bajo estudio tienen segregación directa, es decir, se acumulan en zonas LTF, mientras que las zonas FTF son porciones de material con menor contenido de aleantes. Debido a que durante el normalizado previo al ensayo Jominy y durante el austenizado propio del ensayo, la difusión de elementos de aleación es despreciable, los patrones de microsegregación permanecen en las probetas al momento del ensayo, provocando zonas más y menos aleadas. Este fenómeno causa que, en un ensayo Jominy, la precipitación de fases de alta temperatura ocurra en las zonas FTF, donde el bajo contenido de aleantes provoca una menor templabilidad. Es decir, las zonas menos aleadas tienen una templabilidad menor a la correspondiente a la composición química media del acero. A raíz de esto, al comparar aceros colados y laminados con igual composición química, los aceros colados tendrían menor templabilidad, lo cual debe ser tenido en cuenta al diseñar composiciones químicas para piezas coladas. Por el otro lado, las zonas LTF son más aleadas y, por lo tanto, tienen una mayor templabilidad y retienen la microestructura martensítica aún a bajas velocidades de enfriamiento.

El efecto de la microsegregación se puede observar en la Fig. 10-13. La imagen A corresponde a la microestructura del acero 3 a una $D_j = 33$ mm y muestra un gran avance de la precipitación de ferrita bainítica en zonas FTF, mientras que las zonas LTF son mayoritariamente martensíticas. Por otro lado, la imagen B muestra la microestructura del acero 2 a una $D_j = 17$ mm, la cual es mayoritariamente perlítica, pero en zonas LTF presenta aún elevados porcentajes de martensita.

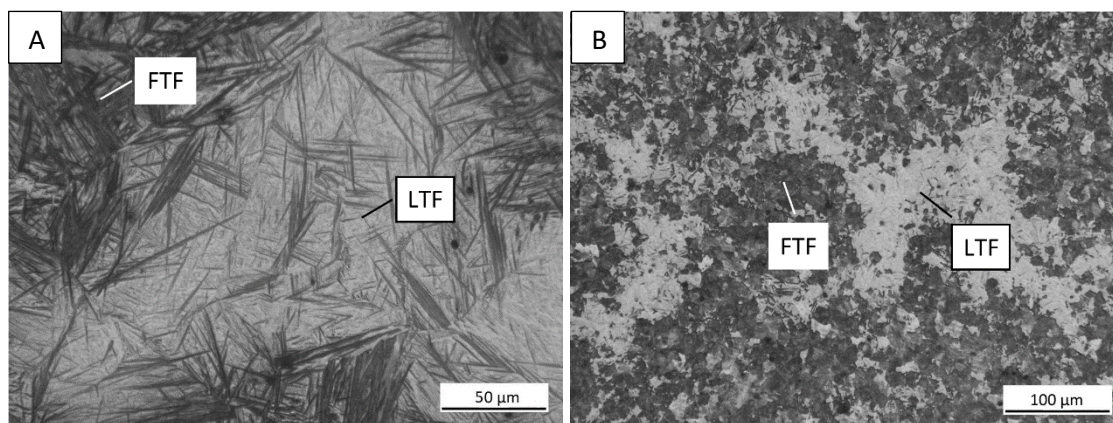


Fig. 10-13: Efecto de la microsegregación en el acero 3 (A) y en el acero 2 (B).

10.4.3 Efecto de la temperatura del baño de sales sobre la austemperabilidad

Como se indica en la Fig. 10-4, la temperatura del baño de sales tiene una significativa influencia en la austemperabilidad de los aceros. A menores temperaturas de austempering, se consiguen austemperar correctamente piezas de mayor diámetro. Esto es lógico, ya que el flujo de calor entre dos cuerpos es mayor cuando la diferencia de temperaturas aumenta. Por ejemplo, un acero que tiene una distancia Jominy crítica de 15 mm, puede ser correctamente austemperado en un diámetro de 33 mm si la $T_{BI} = 430^{\circ}\text{C}$. Sin embargo, si se austempera a 220°C , se pueden lograr microestructuras completamente bainíticas en piezas de hasta 43 mm.

Como se ha mencionado en la sección 4.6.3, la severidad de temple (H) es un número que permite caracterizar la capacidad de un medio de extraer calor. Un H mayor indica que el medio de enfriamiento es más severo y, por lo tanto, permite templar piezas de mayor tamaño. Por citar algunos ejemplos, el agua sin agitación es el valor de referencia y tiene un valor de $H=1$, el aire tiene un valor de $H=0.03$ y un medio de enfriamiento ideal (aquel que produce un enfriamiento de la superficie del metal instantáneo) tiene un $H=\infty$. Utilizando las curvas de Lamont, se calculó la severidad de temple del baño de sales utilizado en este trabajo a distintas temperaturas. Este parámetro permite comparar la severidad de enfriamiento de este medio con otros. Los resultados se muestran en la Tabla 10-3 y muestran que este baño de sales tiene una severidad de temple menor a la del agua y similar a la del aceite de temple, cuyo $H \sim 0.3$.

Tabla 10-3: Severidad de temple del baño de sales de la planta piloto de la DMI en función de la temperatura.

$T_{IB} (^{\circ}\text{C})$	220	250	280	300	330	360	400	430
H	0.45	0.43	0.40	0.37	0.35	0.32	0.3	0.27

10.4.4 Comparación con resultados obtenidos para fundiciones de hierro

La Fig. 10-14 muestra una comparación entre los resultados obtenidos en esta tesis y un trabajo desarrollado por Voigt et. al (1991), usando resultados experimentales reportados por BCIRA (British Cast Iron

Research Association). La figura muestra que la relación entre templabilidad y austemperabilidad en ambos trabajos es similar. Por ejemplo, a una $D_j = 15$ mm y una $T_{IB} = 300^\circ\text{C}$ le corresponde un diámetro de 35 mm, según este trabajo, y un diámetro de 33 mm según lo publicado por Voigt. Sin embargo, los resultados publicados por este último parecieran presentar una mayor dependencia con la temperatura del baño de sales, lo cual podría estar atribuido a una diferencia en la composición del mismo y, en consecuencia, a la capacidad de las sales de extraer calor de las piezas.

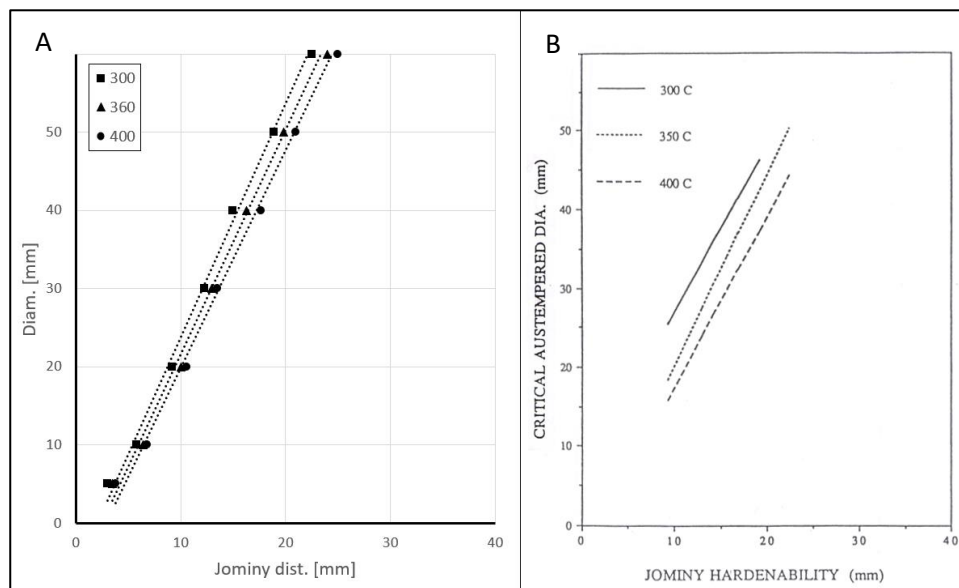


Fig. 10-14: Comparación de los resultados obtenidos en este trabajo (A) con un trabajo similar experimental publicado por Voigt para fundiciones de hierro (B).

10.5 Conclusiones parciales

Se desarrolló y validó experimentalmente un procedimiento para determinar la austemperabilidad de aceros por medio de un ensayo Jominy.

Los resultados de austemperabilidad permiten concluir que la misma, cuantificada como máximo diámetro austemperable a una determinada T_{IB} , puede ser ampliamente modificada mediante la inclusión de elementos de aleación. Ha sido demostrado que el carbono, el manganeso y el cromo son muy efectivos para aumentar la austemperabilidad de aceros, especialmente si dichos elementos de aleación se encuentran combinados y en relativamente altas concentraciones. De esta manera, se puede variar el máximo diámetro austemperable (para una $T_{BI}=300^\circ\text{C}$) desde 15 mm para un acero con 0.54%C-0.6%Mn-0.5Cr hasta un diámetro mayor a 70 mm para un acero con 0.8%C-0.9%Mn-1%Cr. Otros aleantes como el níquel y el molibdeno también permiten austemperar piezas de mayor tamaño, sin embargo, el mismo efecto se puede lograr con carbono y cromo a menor costo. De esta manera, los sistemas Fe-C-Si-Mn-Cr parecen ser una buena opción para el desarrollo de partes coladas con microestructura bainítica libre de carburos.

Por otro lado, la temperatura del baño de sales juega un papel fundamental en la austemperabilidad de los aceros. Se ha demostrado que un mismo acero puede sufrir una variación de su máximo diámetro austemperable desde 33 a 43 mm si se modifica la T_{BI} desde 430 a 230°C, respectivamente.

El análisis metalográfico de las microestructuras observadas en las probetas Jominy permitió concluir que la microsegregación afecta la templabilidad de los aceros colados, ya que la precipitación de estructuras de alta temperatura (fases indeseadas) ocurre en zonas FTF, de bajo contenido de aleantes. Debido a que las zonas FTF tienen una concentración de aleantes menor a la composición química media, los aceros colados tienen una templabilidad (y, por lo tanto, austemperabilidad) menor que los aceros laminados de igual composición química.

La relación obtenida entre distancia Jominy y máximo diámetro austemperable es similar a lo reportado por Voigt (1991) para fundiciones de hierro.

Finalmente, los resultados obtenidos en este capítulo fueron reportados en la revista "Materials Science and Technology". Los datos de la publicación son:

Título: Assessment of the austemperability of high-silicon cast steels through Jominy hardenability tests

Autores: Tenaglia Nicolás; Boeri Roberto; Basso Alejandro; Massone Juan.

Estado: Publicado en Materials Science and Technology. Vol. 34(16), pp. 1990 - 2000 (2018)

Resumen: The austemperability of seven high silicon cast steels with different alloy contents was characterized. The maximum round bar diameter that can be fully austempered changed from about 10 mm for an unalloyed steel, to more than 70 mm for a low-alloy steel. The austemperability was calculated by applying a procedure based on a standard Jominy test and the characterization of the microstructure along the Jominy sample. The method, which was validated experimentally, creates a relatively simple procedure to measure austemperability. Processing factors such as the ability of the salt bath to extract heat and the austempering temperature are accounted for the method. The metallographic study revealed the influence of microsegregation on hardenability, which is particularly important for cast steels.

DOI: 10.1080/02670836.2018.1507124

11 Estudio de la transformación bainítica en aceros colados de alto silicio

11.1 Objetivos

En este capítulo se hará un estudio de la transformación bainítica en aceros colados de alto silicio. En primer lugar, se analizará el efecto de la microsegregación sobre la cinética de transformación, especialmente en los inicios de la misma. Luego, se determinará la cinética de transformación para los distintos aceros, evaluando la influencia de la composición química y temperatura de austempering sobre el tiempo a partir del cual la transformación se detiene y sobre la proporción y morfología de fases. También se hará una comparación con valores reportados en bibliografía. Posteriormente, sobre las microestructuras bainíticas libres de carburos, se analizará la influencia de la microsegregación sobre la distribución, morfología y proporción de la austenita retenida.

El objetivo de este capítulo es evaluar la influencia de la composición química, temperatura de austempering y microsegregación sobre la transformación bainítica de aceros colados de alto silicio.

11.2 Introducción

11.2.1 Evolución de la cantidad relativa de fases durante la transformación bainítica sin formación de carburos

Como se ha mencionado previamente, la bainita se obtiene mediante un ciclo de austempering, que consiste en un austenizado durante un tiempo que permita obtener una microestructura completamente austenítica, y posteriormente un rápido enfriamiento y mantenimiento a una temperatura de austempering (T_{BI}) durante un determinado tiempo. El tiempo de austempering o tiempo de baño isotérmico (t_{BI}) ejerce un efecto fundamental sobre la microestructura y, consecuentemente, sobre las propiedades mecánicas del acero. La Fig. 11-1 muestra un esquema de la evolución de fases durante la transformación bainítica para aceros de alto silicio en función del tiempo de austempering. Como se ha mencionado en la sección 4.3.5, luego de un tiempo de incubación, comienza la nucleación de subunidades de ferrita bainítica (FB) en borde de grano austenítico. Luego de su crecimiento, la ferrita bainítica expulsa carbono a la austenita circundante y como consecuencia de esto, la austenita remanente aumenta su contenido de carbono progresivamente durante la transformación. Posteriormente, la tasa de nucleación de ferrita bainítica se acelera, pues las nuevas subunidades nuclean en los extremos de las previamente formadas y, por lo tanto, aumenta la cantidad de sitios de nucleación en el sistema. Finalmente, la formación de bainita se detiene, pues la austenita residual alcanza la composición de la curva $T_{0'}$ (tiempo t_1 indicado en el gráfico).

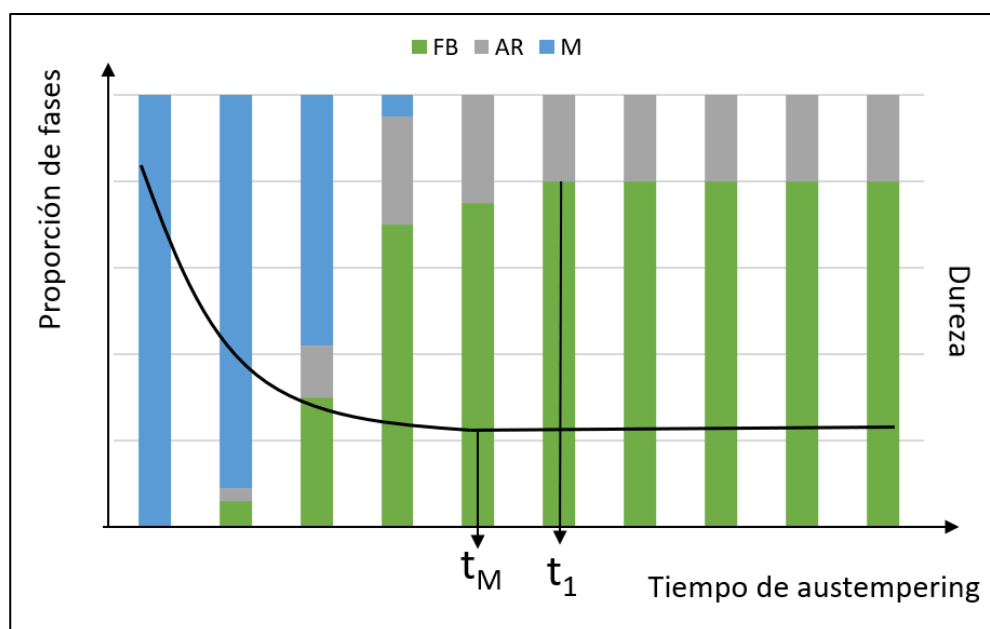


Fig. 11-1: Evolución de fases (barras) y dureza (curva) durante la transformación bainítica en función del tiempo.

Una vez terminado el ciclo de austempering, la muestra se retira del baño isotérmico y se temple comúnmente en agua, por lo que parte de la austenita presente en la microestructura transformará en martensita. La austenita residual que ha recibido suficiente carbono, permanece sin transformar a temperatura ambiente (austenita retenida – AR). Por otro lado, si la austenita residual no está lo suficientemente enriquecida en carbono, transforma a martensita (M). A medida que hay mayor cantidad de ferrita bainítica en la microestructura, la austenita residual recibe mayor cantidad de carbono, por lo tanto, la fracción de martensita disminuye y la cantidad de austenita retenida aumenta. El grado de enriquecimiento necesario para que la austenita sea retenida está dada por la Ecuación 11-1, que corresponde a la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s) (Sharma, 2011). Conociendo la composición química del acero, es posible calcular el contenido necesario para que M_s sea menor a la temperatura ambiente y evitar así la transformación martensítica.

$$\text{Ecuación 11-1: } M_s (^{\circ}\text{C}) = 539 - 423 * (\%C) - 30.4 * (\%Mn)$$

$$\bullet 17.7 * (\%Ni) - 12.1 * (\%Cr) - 7.5 * (\%Mo, W, Si)$$

De acuerdo a lo mencionado, existe un tiempo a partir del cual la microestructura no presenta martensita. Este tiempo está indicado en la Fig. 11-1 como t_M y puede ser coincidente o no con el tiempo t_1 , es decir, puede ocurrir que la microestructura no posea martensita, pero que la transformación continúe.

La cinética de transformación depende de la temperatura de transformación y de la composición química del acero. En el caso de aceros colados, la microsegregación también debería afectar la reacción bainítica. Por esta razón, el estudio de la transformación y la determinación de la cinética deben realizarse para cada una de las composiciones químicas diseñadas y cada temperatura de austempering.

11.2.2 Determinación de la cinética de transformación bainítica

Existen varias maneras de realizar el seguimiento de una transformación en estado sólido: evolución microestructural, cambios volumétricos, cuantificación de fases, etc. En el caso de la transformación bainítica, la técnica más utilizada consiste en realizar un seguimiento mediante la medición del cambio volumétrico de una probeta, producido por las transformaciones de fases, utilizando dilatometría de alta resolución. Para ello, una probeta del acero de interés es sometida a un tratamiento de austempering dentro de un dispositivo denominado dilatómetro, que permite registrar la variación volumétrica y la temperatura de la probeta en función del tiempo. Como se ha mencionado, la formación de ferrita bainítica a partir de austenita implica un cambio de volumen. Entonces, es posible determinar el tiempo de fin de transformación (t_1) como aquel a partir del cual la variación volumétrica es nula. Las ventajas más destacadas de este método son la alta resolución para determinar cambios volumétricos en la probeta, la poca inercia térmica y la facilidad de realizar el seguimiento de la transformación bainítica utilizando una única probeta, lo que hace a este método muy rápido y confiable (García-Mateo, 2018).

Otra de las maneras de determinar la cinética de transformación es mediante la variación de la dureza en función del tiempo. Este método fue reportado por (Miihkinen, 1987). Tal como se observa en la Fig. 11-1, la curva de dureza en función del tiempo de tratamiento muestra un máximo cuando el tiempo de austempering es cero, pues se tiene una microestructura con máxima cantidad de martensita. A medida que avanza la reacción, la microestructura presenta menor cantidad de martensita y su dureza cae. El seguimiento de la transformación mediante ensayos de dureza permite obtener el tiempo t_M a partir del cual las microestructuras no poseen martensita.

Por otro lado, también es posible estudiar la cinética de transformación bainítica mediante la evolución de la fracción de austenita retenida en el tiempo. Este procedimiento se realiza mediante tratamientos térmicos de austempering interrumpidos y, por ejemplo, difracción de rayos X (DRX) para determinar la fracción de austenita en las microestructuras. Volviendo a la Fig. 11-1, es posible determinar el tiempo t_1 como aquel a partir del cual el porcentaje de austenita retenida en la microestructura no varía en el tiempo. Este método es indirecto, ya que en vez de hacer un seguimiento de la formación de ferrita bainítica, como en el caso de ensayos de dilatometría, se estudia la evolución de austenita retenida en el tiempo.

Ante la imposibilidad de contar con un dilatómetro, el seguimiento de la transformación de los aceros colados de alto silicio en esta tesis se realizó mediante ciclos de austempering interrumpidos y la caracterización microestructural mediante microscopía óptica, dureza y medición de la fracción de austenita retenida. La elección de estos métodos se basa en la experiencia que tiene la División Metalurgia de INTEMA en el estudio de transformaciones bainíticas en fundiciones de hierro austemperadas (Massone, 2003). Vale aclarar que las transformaciones en estado sólido que ocurren durante el austempering de aceros de alto silicio y fundiciones de hierro austemperadas son similares y, por esa razón, los métodos utilizados en fundiciones serían válidos para aceros.

Sin embargo, durante la estadía del Dr. Alejandro Basso en CENIM (Madrid) se han realizado ensayos de dilatometría sobre una probeta de acero de alto silicio que será utilizada para validar los tiempos de transformación determinados mediante el seguimiento de la cantidad de austenita retenida medida con DRX.

11.2.3 Efecto de la microsegregación en la transformación bainítica

Debido a que la transformación bainítica es influenciada por la composición química del acero, es de esperar que la microsegregación presente en los aceros colados tenga un efecto sobre la misma. La heterogeneidad en cuanto a composición química causada por microsegregación, tiene dos efectos. El primero es cinético: distintos contenidos de aleantes en la matriz metálica deberían resultar en zonas donde la cinética de reacción sea más rápida y otras donde sea más lenta. El segundo efecto de la microsegregación está relacionado con la microestructura final: debido a que la concentración de carbono al final de la transformación está dada por la línea T_0 , se esperan zonas de la matriz metálica con contenidos variables de austenita retenida.

Para predecir el comportamiento de los aceros colados durante la transformación bainítica, específicamente en lo referido a cinética de reacción y proporción de fases, se ha utilizado el software MUCG83 desarrollado por Bhadeshia y Peet. La Fig. 11-2 muestra las líneas T_0 , B_s y M_s , así como las curvas TTT de los aceros 1 y 3, es decir, un acero poco aleado y otro con mayor contenido de aleantes. En ambos casos, la línea gruesa fue calculada con la composición química media de los aceros, mientras que la zona sombreada fue calculada con los valores extremos de composición química reportados en la sección 9.3, que corresponden a zonas FTF (first to freeze) y LTF (last to freeze), tal como se indica en las imágenes. Los elementos de aleación usados en los aceros se acumulan en LTF y la mayoría de ellos pertenece al grupo del Mn (Fig. 4-35), razón por la cual en las curvas mostradas en la Fig. 11-2(B y D), las zonas LTF de cada acero presentan una cinética de reacción más lenta, y una línea T_0 desplazada hacia menores concentraciones de carbono (ver Fig. 11-2(A y C)), lo que se traduce en una microestructura final con mayor fracción de austenita retenida, según se explicó en la sección 4.3.6. Por el contrario, los diagramas predicen que, para cada uno de los aceros evaluados, las zonas FTF tienen una cinética de transformación más rápida y una microestructura final con menor porcentaje de austenita retenida.

Además, la Fig. 11-2 muestra una mayor influencia de la microsegregación en el acero 3 respecto del acero 1. En los gráficos del acero 3, el área sombreada, que define el efecto de la microsegregación, es mayor a la de los gráficos del acero 1. Esto se debe a que en el acero 1, únicamente la segregación de manganeso afecta la transformación bainítica, mientras que en el acero 3 hay microsegregación de manganeso, cromo, níquel y molibdeno, lo cual provoca una mayor heterogeneidad química entre zonas FTF y LTF.

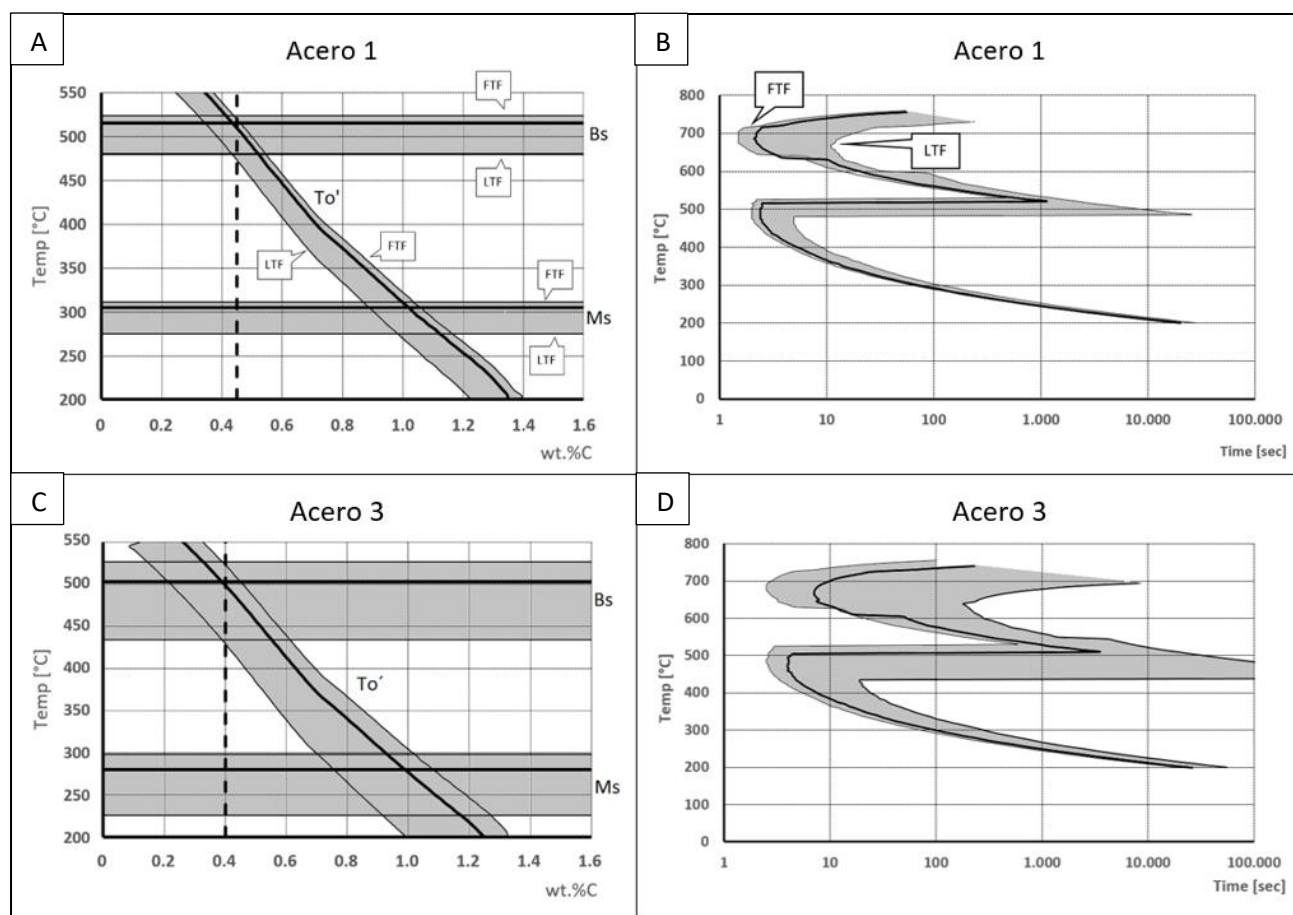


Fig. 11-2: Curva T_0' (A) y curvas TTT (B) del acero 1. Curva T_0' (C) y curvas TTT (D) del acero 3.

11.3 Metodología experimental

11.3.1 Tratamientos térmicos de austempering interrumpidos

El tratamiento térmico utilizado para estudiar el avance de la reacción bainítica de los distintos aceros se muestra en la Fig. 11-3. Las temperaturas de austempering son las mostradas en la Tabla 7-1 para cada uno de los aceros. Para este estudio se mecanizaron probetas a partir del nivel 3 de los bloques U (Fig. 7-3), de aproximadamente 12x12x25 mm. En el caso del acero 1, debido a su baja austemperabilidad, se utilizaron probetas de menor espesor, de 12x12x6 mm. Se prepararon paquetes con aproximadamente 10 muestras del mismo acero, las cuales fueron austenizadas a 920°C durante 40 minutos y luego llevadas al baño de sales, donde se sumergieron y se fueron extrayendo a distintos tiempos; posteriormente, fueron templadas en agua. Los tiempos de austempering evaluados en general estuvieron comprendidos entre 1 minuto y 24 horas. Para cada acero en particular, los tiempos fueron establecidos en base a las temperaturas de transformación seleccionadas, composiciones químicas de los aceros y resultados reportados en la literatura.

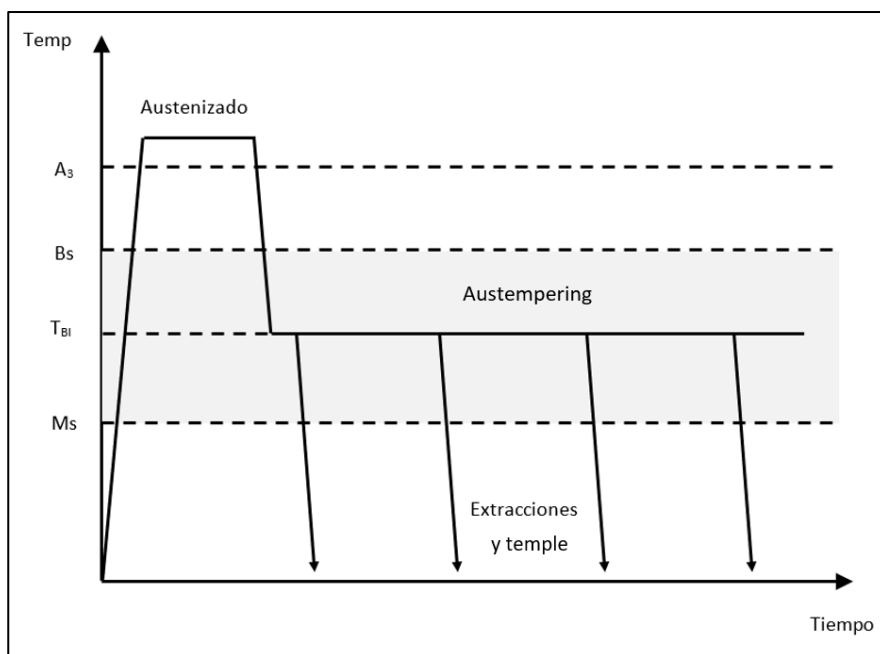


Fig. 11-3: Esquema de los tratamientos térmicos de austempering realizados.

Luego de ser tratadas térmicamente, las probetas fueron cortadas en su longitud media, obteniendo así una superficie de 12x12 mm, la cual fue utilizada para realizar la caracterización de las microestructuras bainíticas.

11.3.2 Seguimiento de la transformación

Como se mencionó en la introducción de este capítulo, el seguimiento de la transformación bainítica de los aceros colados de alto silicio se realizó mediante microscopía, medición del contenido de austenita retenida por difracción de rayos X y ensayos de dureza.

11.3.2.1 Microscopía

La observación de las microestructuras se realizó mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM) según lo explicado en la sección 7.3. Además, con el objetivo de poder correlacionar la microsegregación con el avance de la transformación bainítica, se realizó ataque con reactivo color (sección 7.4) para determinar la ubicación de zonas microsegregadas en las microestructuras.

11.3.2.2 Cuantificación de austenita retenida

La cuantificación de austenita retenida en las microestructuras se realizó mediante difracción de rayos X (DRX). Esta técnica permite diferenciar estructuras cristalinas con estructura bcc (ferrita y martensita) y fcc (austenita). Para ello, las probetas sometidas a los distintos tratamientos térmicos fueron cuidadosamente cortadas en su longitud media con cortadora metalográfica refrigerada, con el objetivo de evitar deformaciones en las superficies de las muestras que hagan transformar la austenita retenida en martensita

por efecto TRIP (Sherif et. al, 2004) o calentamientos excesivos que produzcan cambios microestructurales. Luego las superficies fueron preparadas igual que para el análisis metalográfico (sección 7.3).

Los ensayos de rayos X se realizaron en un difractómetro Panalytical X'pert Pro (Fig. 11-4) operado a 40 kV y 40 mA utilizando radiación producida por un ánodo de cobre ($k\alpha = 1.542 \text{ \AA}$). El equipo posee un monocromador de grafito para filtrar la radiación $k\beta$. Se realizaron barridos abarcando el intervalo de $2\theta = [38-86^\circ]$ con pasos de $2\theta=0.05^\circ$ y un tiempo de conteo de 4 segundos por paso. La fracción de austenita retenida en cada muestra se determinó mediante comparación directa de los picos $\{111, 200, 220\}$ de la austenita y $\{200, 112, 022\}$ de la ferrita. El proceso de cuantificación de austenita retenida mediante DRX se realizó según la norma ASTM E975. Vale aclarar que la austenita medida mediante DRX corresponde a toda la austenita, ya sea film o blocky, que ha recibido suficiente cantidad de carbono como para deprimir su temperatura M_s por debajo de la temperatura ambiente, quedando retenida en forma metaestable.

Los resultados reportados de los ensayos de DRX corresponden al promedio de 3 lecturas, con valores de desviación estándar menores o iguales al 10% del valor reportado.

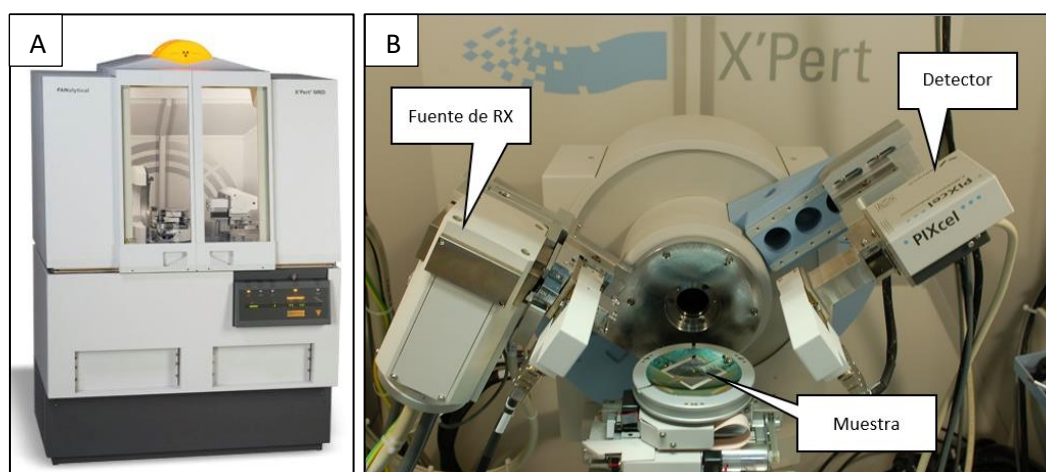


Fig. 11-4: Difractómetro de rayos X. Vista exterior (A). Vista interior (B).

11.3.2.3 Dureza

Los ensayos de dureza se realizaron utilizando la escala Rockwell C, siguiendo la metodología descrita en la sección 7.8.1.

11.3.2.4 Dilatometría

El seguimiento de la transformación bainítica mediante dilatometría se realizó únicamente sobre una probeta del acero 7 y se utilizó una temperatura de austempering de 280°C . El equipo utilizado es un dilatómetro de alta resolución Adamel Lhomargy DT1000, que transmite las variaciones dimensionales de la probeta (cilindro de 2 mm de diámetro y 12 mm de largo) mediante un rodillo de silica amorfa y las mide mediante un transformador diferencial de variación lineal (LVDT). Además, el equipo cuenta con dos filamentos de tungsteno para el calentamiento de la probeta y mide la temperatura en tiempo real utilizando una termocupla tipo K.

11.3.3 Determinación de la heterogeneidad microestructural

La heterogeneidad microestructural de la bainita libre de carburos obtenida a partir de un acero colado fue analizada mediante la técnica de EBSD (Electron Back Scattered Diffraction). Esta técnica es muy utilizada en la caracterización microestructural de aceros bainíticos, ya que permite cuantificar y caracterizar las fases presentes en la microestructura a escala micrométrica (Long, 2014).

En este caso, se decidió utilizar EBSD ya que, de acuerdo a lo que se explicó en la sección 11.2.3, los niveles de microsegregación de los aceros colados deberían provocar microestructuras bainíticas heterogéneas, con distintas morfologías y cantidades de fases. Específicamente, la técnica se utilizó para determinar la concentración, tamaño y distribución de austenita retenida en zonas FTF y LTF.

Vale aclarar que los estudios de EBSD son preliminares y se realizaron sobre una única variedad microestructural, ya que estos análisis se efectuaron durante una estadía corta en Golden (Colorado, Estados Unidos). Para ello, una muestra del acero 6 fue tratada térmicamente a 300°C durante 3 horas, obteniendo una microestructura compuesta por ferrita bainítica y austenita retenida. Debido a que esta técnica requiere una preparación especial de la superficie, la muestra fue incluida en baquelita y luego desbastada y pulida en una pulidora automática. El pulido se realizó con pasta de diamantes de 9, 6, 3 y 1 μm y luego la muestra fue atacada con nital (2%). El ataque con nital permite observar, en aceros aleados, los patrones de microsegregación mediante microscopía óptica. De esta manera, se realizaron microindentaciones con impronta Vickers de 500 g para determinar la ubicación de zonas FTF y LTF. Luego de las indentaciones, la muestra fue nuevamente pulida con pasta de diamantes de 1, 0.5 y 0.05 μm para remover el ataque. Finalmente, se utilizó pulido vibratorio con silica coloidal de 0.03 μm durante 2 horas para lograr la calidad superficial adecuada. Los análisis de EBSD fueron realizados en un SEM FEI Quanta 600 equipado con una cámara EBSD EDAX y un sensor EDS Princeton Gamma-Tech Prism Energy Dispersive X-Ray Spectrometer. Allí, se localizaron las zonas de interés y se midió la concentración de austenita retenida en cada una de ellas mediante EBSD y se analizó la distribución y morfología de las fases en función de la posición o nivel de segregación dentro de la muestra (zonas FTF y LTF). Las zonas de análisis fueron de 33x33 μm y se utilizó un paso de 0.1 μm . Además, se verificó la composición química de las zonas analizadas mediante EDS.

11.4 Resultados y discusión

11.4.1 Efecto de la microsegregación en la cinética de transformación bainítica

En esta sección se discutirá el efecto de la microsegregación sobre la cinética de transformación, es decir, la velocidad de formación de ferrita bainítica a partir de austenita. Para ello, se utilizará como referencia un acero de baja aleación (acero 1) y otro con mayor contenido de aleantes (acero 3).

La Fig. 11-5 muestra los inicios de la transformación bainítica del acero 1 a 330°C. Particularmente, la imagen corresponde a un tratamiento de 1 minuto en el baño de sales. La imagen A muestra placas de ferrita bainítica (fase oscura), mientras que la matriz metálica que se observa de fondo es martensita (fase clara). En la imagen B se observa en detalle un plumín de bainita que ha nucleado en borde de grano austenítico. Debido a que la microestructura corresponde a estadios tempranos de la transformación, sólo una fracción de la

austenita ha transformado a bainita, otra pequeña fracción de austenita ha recibido suficiente carbono como para ser estable a temperatura ambiente y la mayor parte de la austenita de partida transformó a martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente.

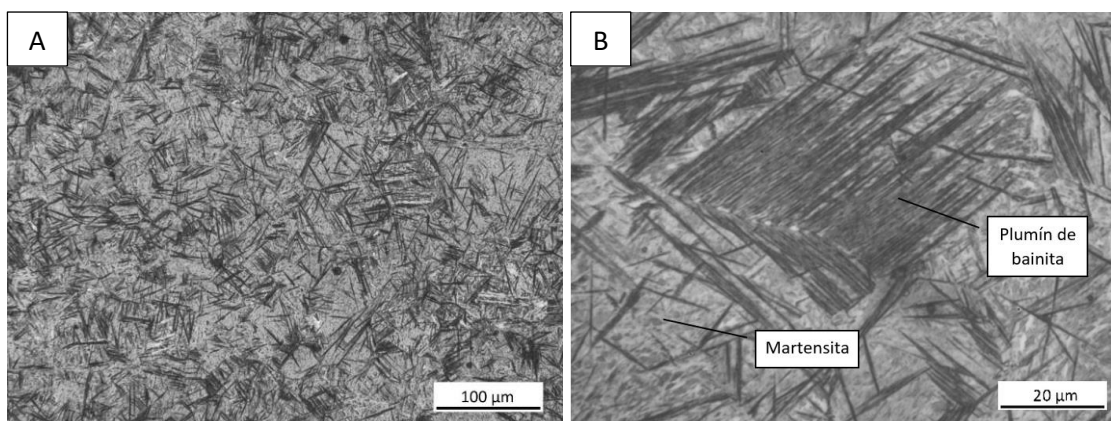


Fig. 11-5: Microestructura del acero 1 tratado a 330°C durante 1 minuto visto a distintas magnificaciones.

En la Fig. 11-5(A) no se observan sitios preferenciales de nucleación de las placas de ferrita bainítica relacionados con la heterogeneidad química. Esto ocurre ya que en el acero 1, el único elemento de aleación que tiene influencia sobre la cinética de transformación bainítica es el manganeso, ya que el silicio no provoca cambios en las curvas TTT ni en la posición de la línea T_0 . Debido a que el manganeso se encuentra en relativa baja concentración (0.6%), la heterogeneidad química en este acero no es significativa y, por lo tanto, la reacción bainítica ocurre de manera casi homogénea. Este mismo comportamiento también fue observado durante la transformación bainítica del acero 5, cuya composición química es similar a la del acero 1 pero con mayor contenido de carbono.

A medida que transcurre el tiempo, la transformación bainítica avanza mediante la nucleación de nuevas subunidades de ferrita bainítica. La Fig. 11-6 muestra la microestructura del acero 1 tratado durante 10 minutos a 330°C, en la cual se observa una mayor densidad de placas de ferrita bainítica. En esta instancia de la transformación, es posible observar o distinguir las dos morfologías de austenita retenida típicas de este tipo de microestructuras. Dentro de los plumines, las placas de ferrita (fase α) están rodeadas por films de austenita (γ_{FILM}). Por otro lado, entre plumines de ferrita quedan porciones de austenita sin transformar, como la que se indica en la Fig. 11-6(A). A diferencia de la austenita film, la austenita entre plumines tiene morfología de bloque (γ_{BLOCKY}).

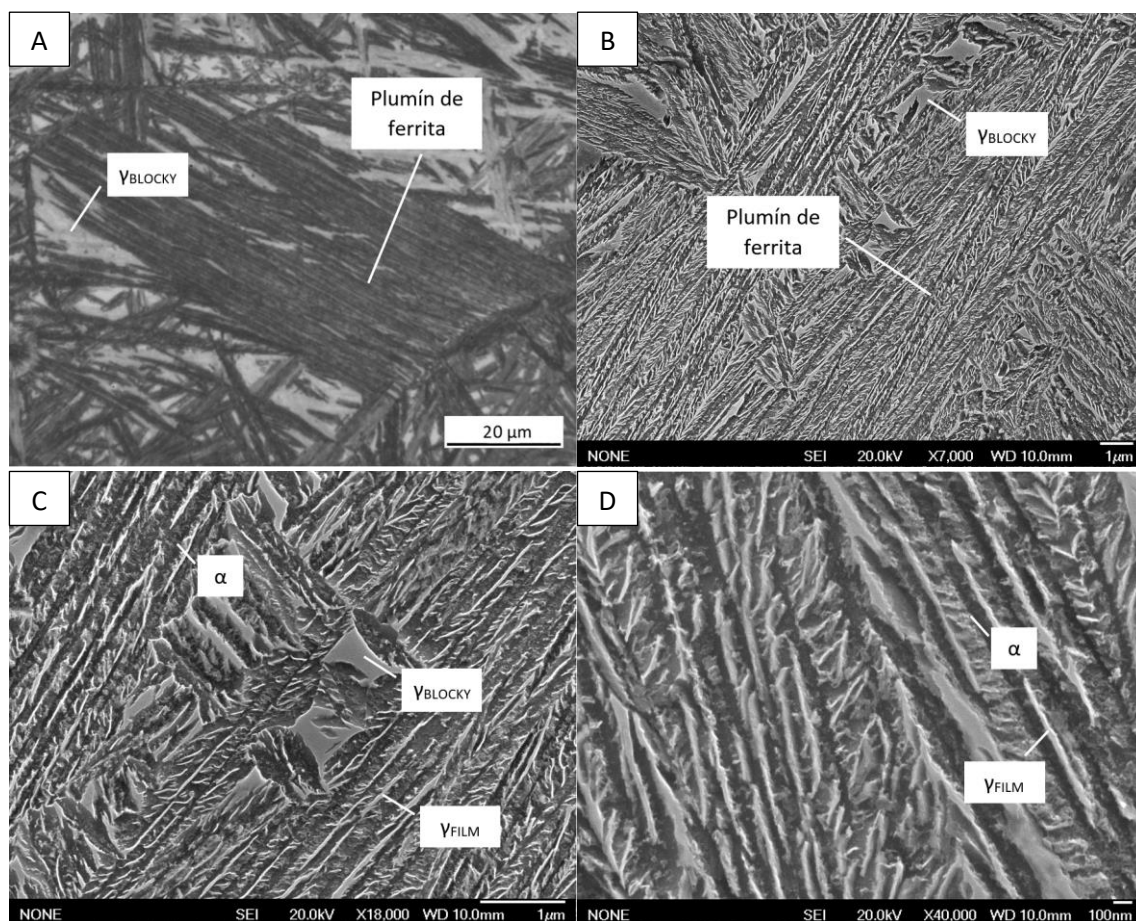


Fig. 11-6: Acero 1 tratado a 330°C durante 10 minutos. Óptico (A). FESEM (B, C y D).

La transformación continúa con la formación de placas de ferrita a partir de austenita, siempre y cuando haya un cambio de energía favorable. Como se ha explicado, los films de austenita retenida tienen un alto grado de enriquecimiento en carbono y quedan retenidos a temperatura ambiente. Además, debido a su alto contenido de carbono, también alcanzan rápidamente la composición dada por la línea T_0 y, en consecuencia, a partir de ellos no nuclean nuevas subunidades de ferrita bainítica. Por el contrario, la austenita residual entre plumines de ferrita, la austenita blocky, aumenta su contenido de carbono progresivamente con el transcurso del tiempo de transformación. A medida que estos bloques de austenita alcanzan la composición de T_0 , la transformación se detiene.

En el caso de aceros con mayor contenido de aleantes, la transformación bainítica es ligeramente diferente. El efecto de la segregación en la cinética de transformación será analizado utilizando como referencia el acero 3. La Fig. 11-7 muestra la microestructura de este acero austemperado durante 2 minutos a 330°C. En la imagen A, se muestra una metalografía obtenida a partir de atacar la microestructura con reactivo color, donde se puede observar en color naranja los brazos dendríticos (zonas FTF) y en verde las zonas LTF. Por otro lado, la imagen B muestra una ampliación de la imagen A, pero atacada con nital, y en ella se observa una mayor densidad de placas de ferrita bainítica en FTF, mientras que las zonas LTF están mayoritariamente compuestas por martensita. Como se ha explicado anteriormente, la martensita observada en la microestructura corresponde a zonas de austenita que no ha transformado en ferrita bainítica durante el ciclo de austempering, transformando en martensita durante el ciclo posterior de temple. El hecho de observar una mayor cantidad de placas de ferrita en zonas FTF implica que en esas zonas hay un mayor avance de la reacción. A diferencia del acero 1, el acero 3 tiene un mayor contenido de aleantes y, según lo explicado

en la sección 9.3, esto provoca una mayor heterogeneidad en cuanto a composición química en la matriz metálica. De esta manera, las zonas FTF, de menor contenido de aleantes, tienen una cinética de transformación más rápida.

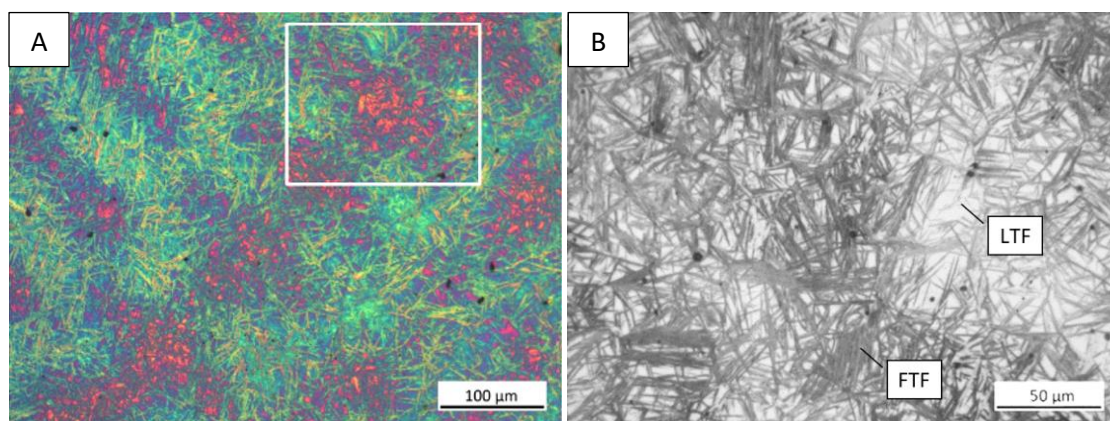


Fig. 11-7: Microestructura del acero 3 austemperado durante 2 minutos a 330°C. Se observa un retraso de la transformación bainítica en LTF. Ataque color (A). Ataque con nital (B).

A medida que aumenta el tiempo de austempering, la reacción avanza y se extiende a toda la matriz metálica. La Fig. 11-8(A) corresponde al austempering a 330°C durante 10 minutos. La microestructura atacada con nital permite ver las zonas microsegregadas: las zonas claras son zonas LTF (notar la presencia de una cavidad de contracción) y las más oscuras son FTF. La imagen B corresponde a una zona LTF y en ella se puede observar, para un $t_{BI} = 10$ minutos, un alto avance de la reacción, es decir, una alta densidad de placas de ferrita bainítica.

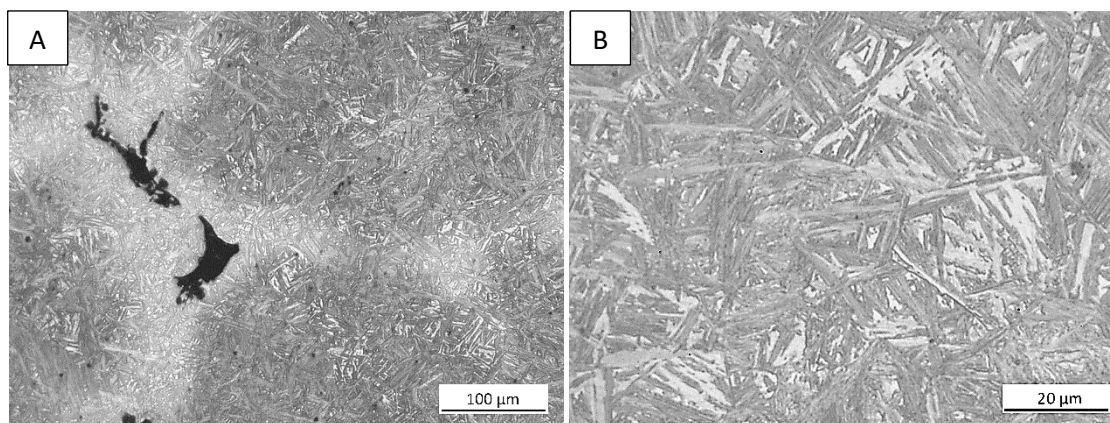


Fig. 11-8: Acero 3 tratado a 330°C durante 10 minutos a distintas magnificaciones.

El estudio realizado permite verificar lo descrito en la sección 4.3.7. Los elementos de aleación utilizados en el acero 3 (manganeso, cromo, níquel y molibdeno) provocan un retraso en la cinética de transformación bainítica, lo cual implica una demora tanto en el inicio de la reacción como en el final de la misma. De esta manera, la transformación bainítica se detiene primero en zonas FTF y luego en zonas LTF, por lo tanto, el tiempo t_1 correspondiente a aceros que presentan heterogeneidad química corresponde al de las zonas LTF, ya que en esas zonas la cinética de transformación es más lenta. La Fig. 11-9 muestra un esquema de la evolución de la fracción de ferrita bainítica para zonas FTF y LTF de un acero colado de alto silicio en función

del tiempo. La imagen esquematiza el retraso de la transformación en zonas microsegregadas, tanto al inicio como al final de la misma. Haciendo una comparación con aceros laminados de igual composición química, en los aceros colados la transformación bainítica debería comenzar antes (debido a la baja concentración de aleantes en zonas FTF) y se detiene a tiempos mayores (debido a la acumulación de aleantes en zonas LTF). Por lo tanto, en aceros colados, la transformación bainítica sería más extensa que para aceros laminados de igual composición química.

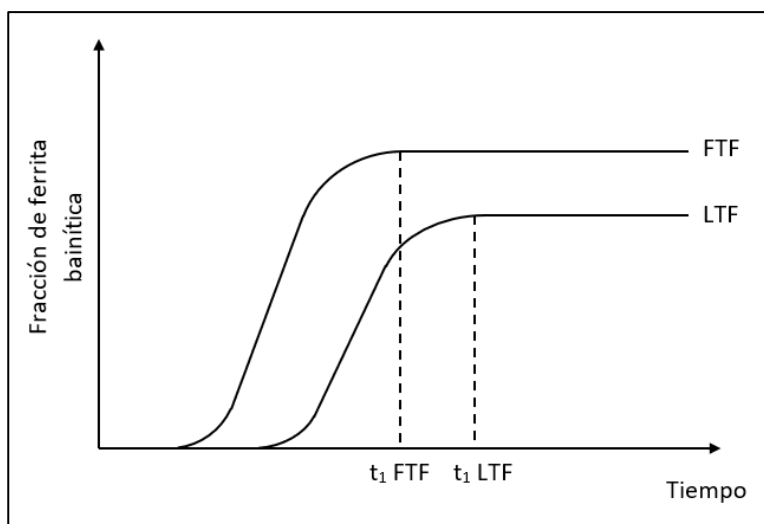


Fig. 11-9: Esquema de cinética de transformación en zonas FTF y LTF.

11.4.2 Efecto de la composición química y temperatura en la transformación bainítica

En esta sección se determinan, para las distintas composiciones químicas y temperaturas de transformación, los tiempos t_1 que corresponden al momento en que la austenita residual alcanza la composición de T_0' y la reacción se detiene. También se determinan los tiempos t_M , que son aquellos a partir de los cuales no hay martensita en la microestructura.

11.4.2.1 Acero 1

El acero 1 fue tratado térmicamente a 330 y 300°C. La variación de dureza y contenido de austenita en función del tiempo para el acero 1 se muestra en la Fig. 11-10. A 330°C, la dureza es máxima (54 HRC) para un tiempo de austempering de 1 minuto y es consecuencia de la cantidad de martensita que presenta esta microestructura. Luego, a partir de los 5 minutos de austempering, la dureza disminuye a 46 HRC y permanece invariable en el tiempo. El tiempo t_M del acero 1 a 330°C es de 5 minutos. A partir de este tiempo, las microestructuras no presentarían martensita y serían únicamente compuestas por ferrita bainítica y austenita retenida.

A un $t_{BI}=10$ minutos se midió un valor máximo de la cantidad de austenita retenida (12.5%) y para un $t_{BI}=20$ minutos, disminuyó a 11.1%. Para tratamientos térmicos de entre 20 minutos y 3 horas se midió prácticamente el mismo contenido de austenita retenida. Luego, para un $t_{IB}=360$ min, se observó una caída del valor de austenita, lo cual indicaría que comenzó la precipitación de carburos (tema no abordado en esta

tesis). Por lo tanto, se puede decir que la transformación del acero 1 a 330°C se ha detenido para un $t_1=20$ minutos.

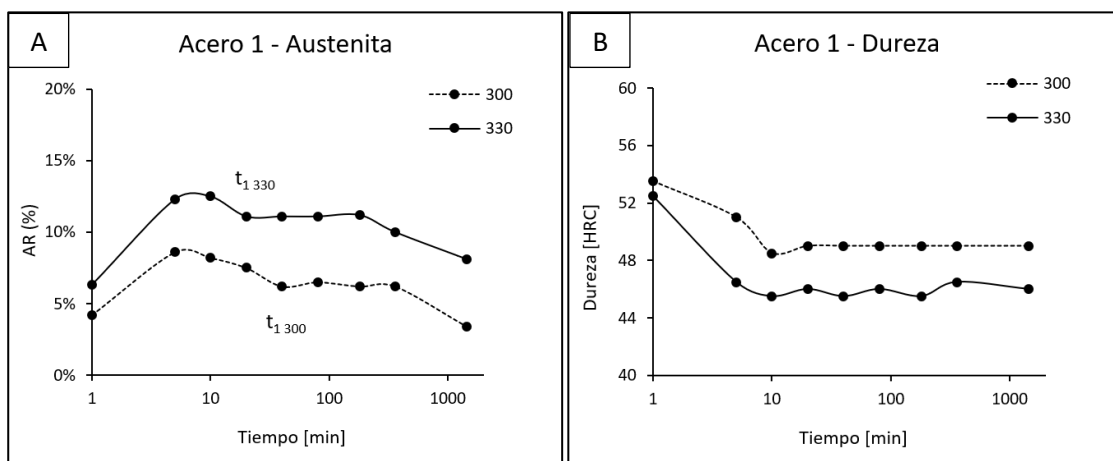


Fig. 11-10: Variación de la austenita retenida (A) y dureza (B) del acero 1 en función del tiempo.

Los tratamientos térmicos realizados a 300°C resultaron, como era de esperar, en una cinética de reacción más lenta. La variación de dureza y contenido de austenita en función del tiempo para el acero 1 tratado a 300°C se muestran también en la Fig. 11-10. La curva de austenita retenida en función del tiempo de austempering para tratamientos a 300°C también muestra un pico. El máximo contenido de austenita medida fue de 8.6% y se obtuvo a los 5 minutos de austempering. A partir de los 40 minutos, la cantidad de austenita se estabilizó en un valor de 6.5% y se mantuvo constante hasta un $t_{BI} = 360$ min. En cuanto a la dureza, se estabilizó en un valor de 49 HRC a partir de un tiempo $t_M = 20$ minutos. De acuerdo a lo mencionado, el tiempo t_1 del acero 1 a 300°C es 40 minutos.

Las curvas de austenita muestran un valor máximo y luego un plateau. Esto indica que, evidentemente, la austenita residual medida en el pico de la curva ha recibido suficiente carbono como para ser estable a temperatura ambiente, sin embargo, no ha alcanzado la composición dada por la línea $T_{O'}$ y por esa razón, una parte de esa austenita transformó a ferrita bainítica.

La Fig. 11-11 muestra las microestructuras del acero 1 tratado a 300 y 330°C. En ambas microestructuras se observan placas de ferrita bainítica y austenita retenida, no se observó la presencia de otras fases. La diferencia en la temperatura de austempering se ve reflejada en la cantidad de austenita retenida de cada una de las microestructuras, siendo 6.2% para la microestructura obtenida a 300°C y 11.1% en la muestra tratada a 330°C. Esta diferencia en el contenido de austenita retenida se debe a la posición de la curva $T_{O'}$, que determina que a mayores T_{BI} la microestructura final contiene mayor contenido de austenita retenida.

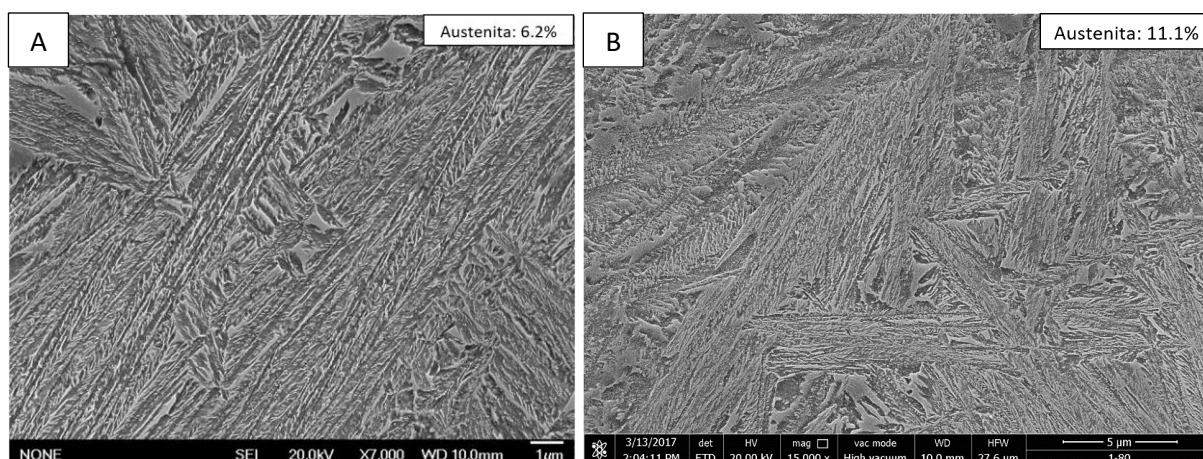


Fig. 11-11: Microestructuras del acero 1 tratado a 300 (A) y 330°C (B).

11.4.2.2 Acero 2

El acero 2 fue tratado térmicamente a 330 y 280°C. La evolución de austenita retenida y dureza en función del tiempo para este acero se muestra en la Fig. 11-12. La dureza de las microestructuras obtenidas a 330°C a partir de $t_M = 60$ minutos es de 45 HRC, valor similar al del acero 1 tratado a la misma temperatura. La cantidad de austenita en la muestra tratada durante 60 minutos es similar a la de 30 minutos ($\approx 25\%$ para ambos casos), sin embargo, a partir de un $t_{BI}=120$ minutos el valor cae a 22.5%, manteniéndose constante hasta un tiempo de 9 horas (tiempo máximo evaluado). Esto permite concluir que para el acero 2 el tiempo al cual se detiene la transformación estaría cercano a los 120 minutos.

A 330°C, la cinética del acero 2 es considerablemente más lenta que la del acero 1: el t_1 del acero 1 es de 20 minutos, mientras que el del acero 2 es de 120 minutos. Esto se debe a que este último tiene una mayor concentración de carbono y además está aleado con cromo. Estos elementos causan un retraso de la cinética de transformación de austenita en ferrita bainítica, como ha sido reportado en la literatura (Bhadeshia, 2015).

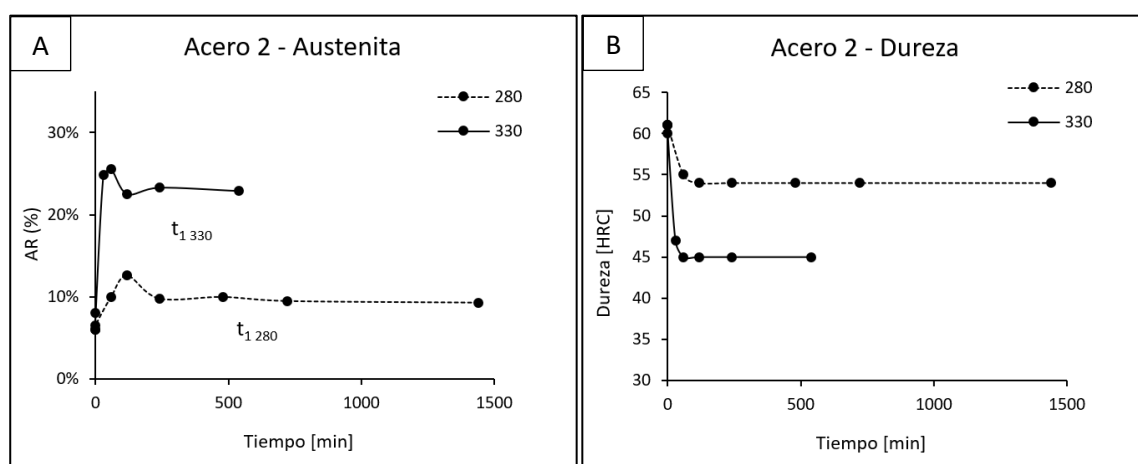


Fig. 11-12: Variación de la austenita retenida (A) y dureza (B) del acero 2 en función del tiempo.

Para los tratamientos realizados a 280°C, la microestructura obtenida a un $t_{BI} = 120$ minutos presentó una fracción máxima de austenita de 12.6% y a partir de 240 minutos de tratamiento se midieron valores

aproximadamente constantes, cercanos a 9.5%. Entonces, el t_1 del acero 2 tratado a 280°C se determinó en aproximadamente 240 minutos. Por otra parte, la dureza alcanza un valor constante de 54 HRC a partir de un $t_M = 120$ minutos.

La Fig. 11-13 muestra las microestructuras del acero 2 obtenidas a 280 y 330°C. La diferencia en la temperatura de austempering provoca que la microestructura de 330°C tenga una considerable mayor cantidad de austenita retenida. Además, la imagen B también muestra una mayor proporción de austenita con morfología blocky. En la imagen se observa que la microestructura obtenida a menor temperatura es más fina, presentando placas de ferrita bainítica de menor espesor y bloques de austenita retenida más pequeños y dispersos. Estas observaciones coinciden con lo descrito en la sección 4.3.6 y lo reportado por Avishan (2015). Con respecto al acero 1, el acero 2 retiene mucha mayor cantidad de austenita para la misma T_{BI} , como consecuencia de un mayor contenido de carbono y la presencia de cromo en su composición química. Estos elementos de aleación provocan una mayor estabilidad de la austenita (Bhadeshia, 2015).

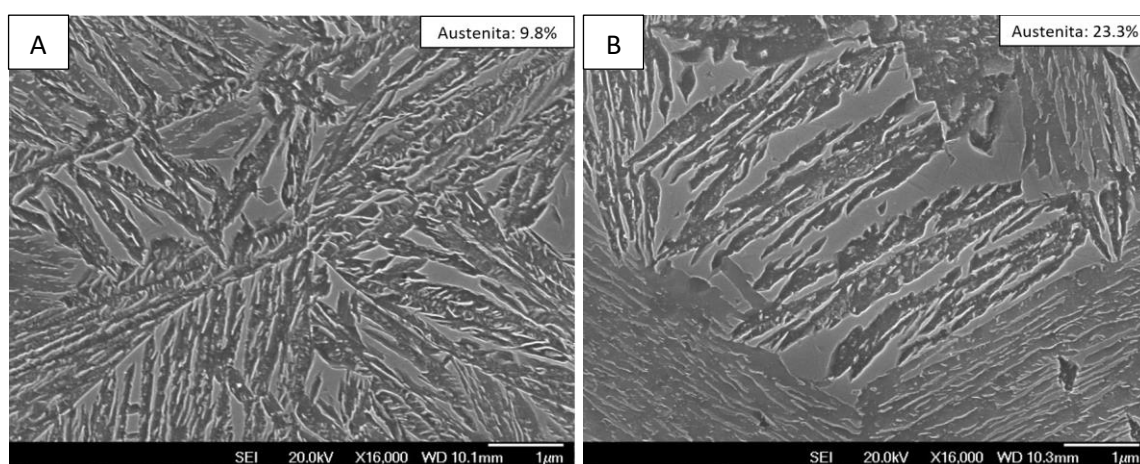


Fig. 11-13: Microestructuras del acero 2 tratado a 280 (A) y 330°C (B).

11.4.2.3 Acero 3

El acero 3 fue tratado térmicamente a 330 y 300°C. La evolución de la austenita retenida y dureza en función del tiempo de austempering para el acero 3 tratado a 330°C se muestra en la Fig. 11-14. A 330°C, se midió un máximo de 16.2% de austenita para un austempering de 10 minutos y a partir de los 40 minutos el porcentaje de austenita retenida se mantuvo en un valor aproximado de 14.8%. La dureza se mantiene en un valor aproximado de 47 HRC a partir de un $t_M = 5$ minutos. Entonces, el t_1 del acero 3 a 330°C se estima es de 40 minutos. Con respecto al acero 2, cuyo t_1 es de 120 minutos, la cinética es más rápida. El acero 3 es más aleado que el acero 2, sin embargo, este último tiene mayor contenido de carbono. Esto indica la gran influencia que tiene el carbono en la cinética de transformación, retrasando considerablemente la formación de placas de ferrita bainítica a partir de la austenita.

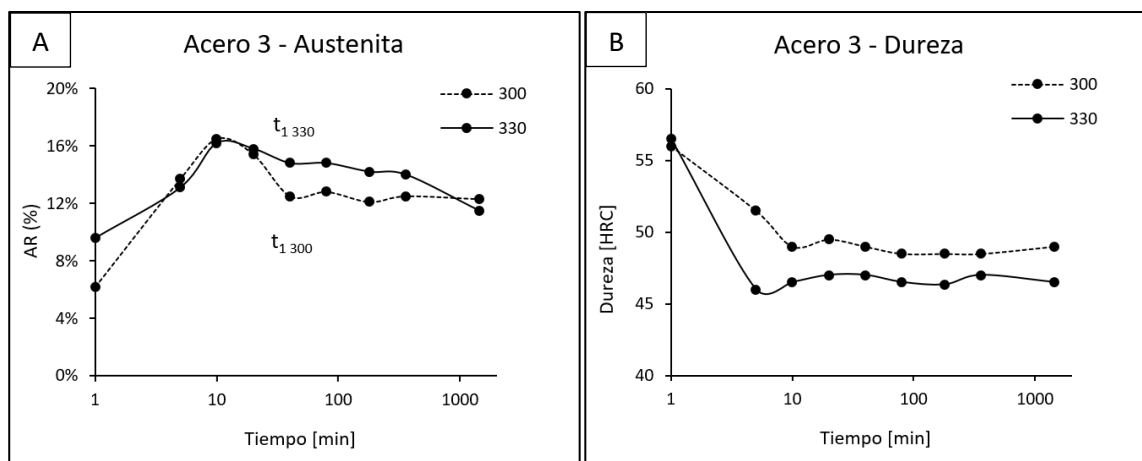


Fig. 11-14: Variación de la austenita retenida (A) y dureza (B) del acero 3 en función del tiempo.

En cuanto a los tratamientos realizados a 300°C, como se muestra en la Fig. 11-14, se midió un máximo de 16.1% de austenita retenida a los 10 minutos de tratamiento isotérmico, mientras que, a partir de los 40 minutos, la cantidad de austenita retenida se mantuvo constante en un valor de 12.5%. La dureza se mantiene en un valor aproximado de 49 HRC a partir de un tiempo $t_M = 10$ minutos. De esta manera, el tiempo t_1 adoptado para el acero 3 a 300°C es de 40 minutos.

De acuerdo al método utilizado para evaluar la cinética de transformación bainítica, el tiempo t_1 del acero 3 a 330 y 300°C es de 40 minutos. Esto no significa que, a ambas temperaturas de austempering, la reacción se detenga al mismo tiempo, sino que, debido a que se utilizaron valores discretos de tiempos para evaluar la cinética de transformación, el tiempo t_1 del acero 3 a 330 y 300°C está comprendido entre 20 y 40 minutos, siendo seguramente más rápida la reacción a 330°C.

La Fig. 11-15 muestra las microestructuras del acero 3 obtenidas a 300 y 330°C. La diferencia en el contenido de austenita entre ambas microestructuras es pequeña. Haciendo una comparación con el acero 1, el acero 3 retiene mayor cantidad de austenita para ambas T_{Bl} . Esto se debe a la presencia de cromo, níquel y molibdeno en su composición química.

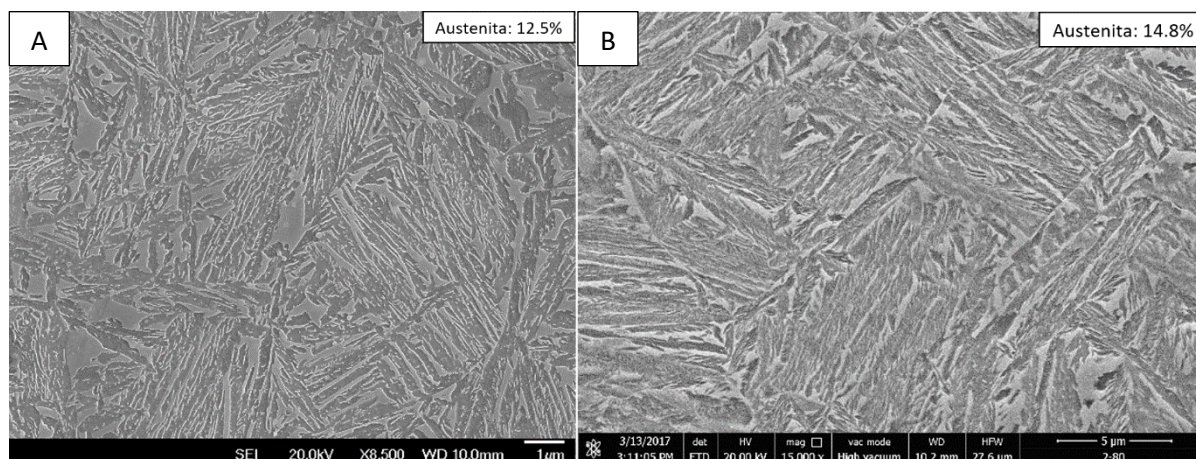


Fig. 11-15: Microestructuras del acero 3 tratado a 300 (A) y 330°C (B).

11.4.2.4 Acero 4

El acero 4 fue tratado térmicamente a 330 y 300°C. La Fig. 11-16 muestra el contenido de austenita y la dureza de las microestructuras en función del tiempo de transformación. A 330°C, se midió un máximo de austenita de 27.4% a los 40 minutos de tratamiento y, a partir de los 80 minutos, se mantuvo constante en un valor de 24.6%. La dureza llega a un valor de 47 HRC a partir de un $t_M = 20$ minutos. El t_1 del acero 3 a 330°C es de 80 minutos.

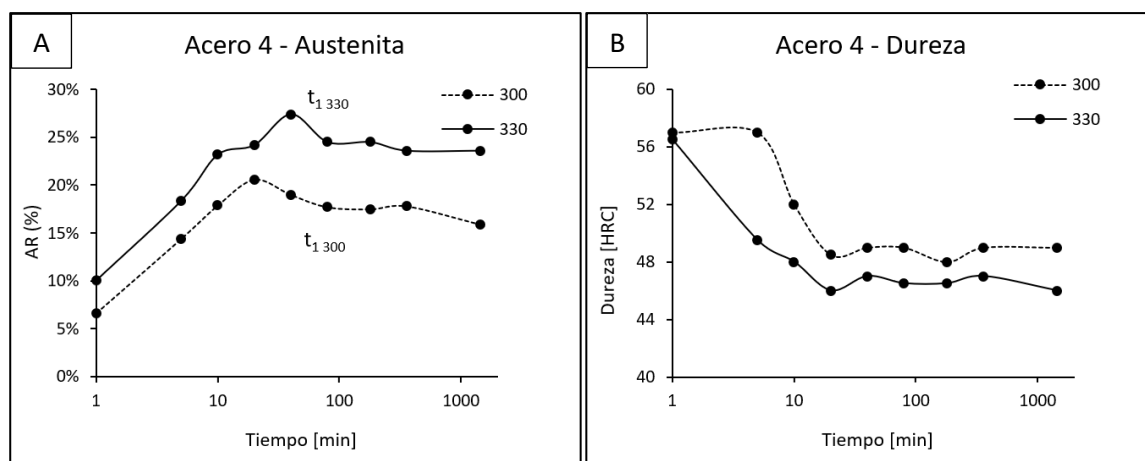


Fig. 11-16: Variación de la austenita retenida (A) y dureza (B) del acero 4 en función del tiempo.

Para una $T_{BI} = 300^\circ\text{C}$, se midió un máximo de austenita retenida para $t_{BI} = 20$ minutos, presentando un valor de 20.6% de dicha fase, mientras que a partir de los 80 minutos de austempering, el porcentaje de austenita retenida cayó a 17.7% y se mantuvo invariable con el tiempo. La dureza se mantiene constante en un valor de 49 HRC a partir de un $t_M = 40$ minutos. El t_1 del acero 3 a 300°C es de 80 minutos. Al igual que ocurrió con el acero 3, los tiempos t_1 determinados para acero 4 a distintas temperaturas de transformación son iguales. Como se explicó anteriormente, esto es una limitación del método utilizado para evaluar la cinética de reacción.

La Fig. 11-17 muestra las microestructuras del acero 4 obtenidas a 300 y 330°C. En este caso, la diferencia en la temperatura de transformación provoca una diferencia del 7% en el contenido de austenita retenida. Haciendo una comparación con el acero 3, el acero 4 retiene más austenita a ambas T_{BI} . Además, respecto del acero 3, el acero 4 presenta una cinética de transformación más lenta, para ambas T_{BI} . El acero 4 es similar al acero 3, pero con el agregado de aluminio y cobalto (elementos del grupo del cobalto), lo que debería haber resultado en una cinética más rápida, un mayor avance de la transformación y, consecuentemente, menor proporción de austenita. Sin embargo, tal como se explicó en el capítulo dedicado al estudio de la austemperabilidad, el efecto de estos elementos podría haber sido contrarrestado por el mayor contenido de carbono, cromo y níquel en el acero 4, lo que justifica su comportamiento. Estos resultados son consistentes con los obtenidos en el capítulo 9. Por otra parte, Caballero (2005) también ha reportado un incremento de la cantidad de austenita retenida para aceros con mayores contenidos de aluminio.

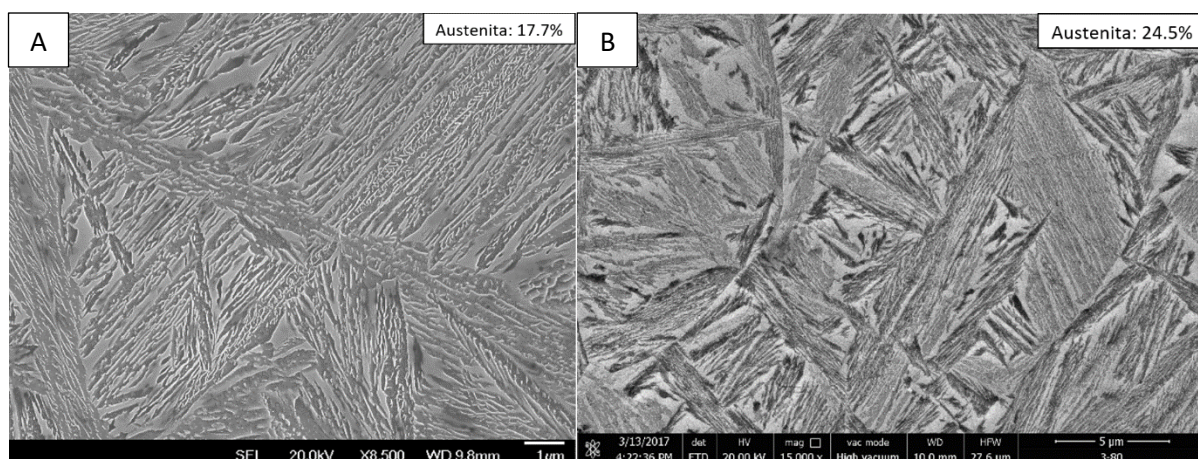


Fig. 11-17: Microestructuras del acero 4 tratado a 300 (A) y 330°C (B).

11.4.2.5 Acero 5

El acero 5 fue tratado térmicamente a 300 y 250°C. La Fig. 11-18 muestra la concentración de austenita retenida y la dureza del acero 5 en función del tiempo. Este acero presentó la máxima concentración de austenita a los 40 min (23.5%) y, a partir de $t_1=80$ min, el valor se mantuvo constante en 17.5%. Por su parte, la dureza para tratamientos de 1 y 5 minutos es de 62 HRC, debido a la presencia mayoritaria de martensita de alto carbono. Luego, la dureza medida en muestras tratadas a partir de un $t_M = 40$ minutos fue de 52 HRC.

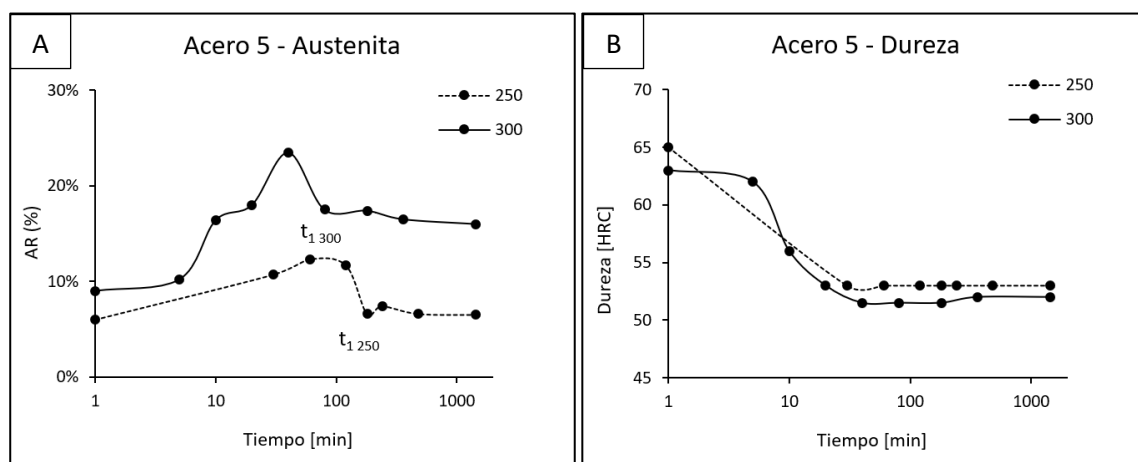


Fig. 11-18: Variación de la austenita retenida (A) y dureza (B) del acero 5 en función del tiempo.

El alto contenido de carbono del acero 5 permitió realizar tratamientos térmicos a más baja temperatura. En este caso, se seleccionó una $T_{BI} = 250^\circ\text{C}$. Se observó un máximo en la cantidad de austenita retenida en la microestructura obtenida a los 60 minutos, presentando 12.3% de esa fase. Luego de un $t_1 = 180$ minutos, el valor de austenita retenida se estabilizó en 6.6%. En cuanto a la dureza, se observó que, a partir de un tiempo $t_M = 30$ minutos, las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos tienen un valor de dureza de 53 HRC. Entonces, el t_1 del acero 5 tratado a 250°C es de 180 minutos.

La Fig. 11-19 muestra las microestructuras del acero 5 obtenidas a 250 y 300°C . Este acero es similar al acero 1, pero con mayor concentración de carbono. Comparando el comportamiento de estos aceros tratados

a 300°C, el acero 5 tiene una microestructura con casi 3 veces más austenita retenida y una cinética de transformación considerablemente más lenta. Esto indica la gran influencia del carbono en la transformación bainítica, ya que un acero con 0.45%C (acero 1) y otro con 0.71% (acero 5) presentan diferencias marcadas al ser austemperados.

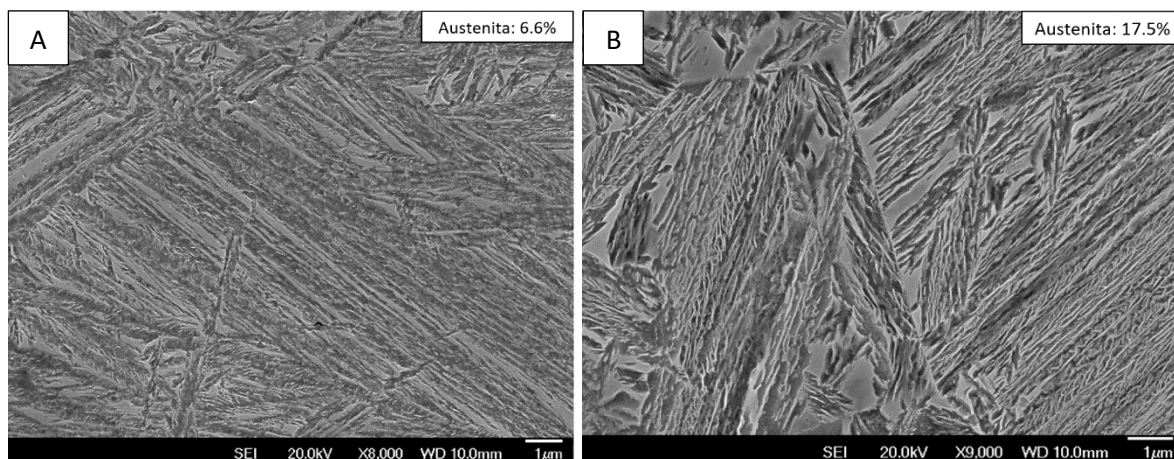


Fig. 11-19: Microestructuras del acero 5 tratado a 250 (A) y 300°C (B).

11.4.2.6 Acero 6

El acero 6, al igual que el acero 5, fue tratado térmicamente a 300 y 250°C. La evolución de austenita retenida y dureza en función del tiempo se muestra en la Fig. 11-20(A). Para una $T_{BI}=300^{\circ}\text{C}$, el máximo contenido de austenita retenida fue medido en muestras tratadas durante 80 minutos, que presentaron 29% de dicha fase. Luego, la fracción de austenita disminuyó y se mantuvo constante en un valor de 27.5% para tiempos superiores a $t_1 = 180$ minutos. En cuanto a la dureza, alcanzó un valor constante de 53 HRC para un $t_M = 40$ minutos.

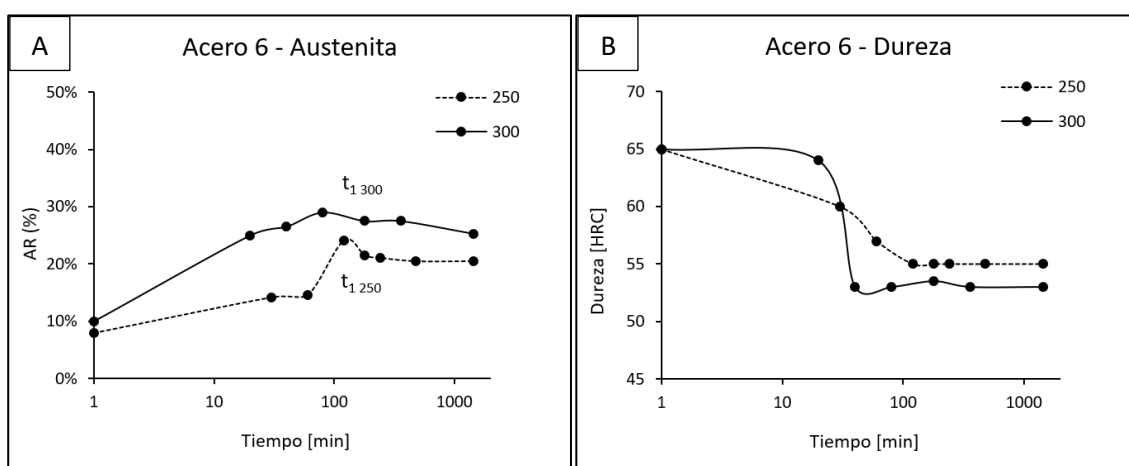


Fig. 11-20: Variación de la austenita retenida (A) y dureza (B) del acero 6 en función del tiempo.

Este acero también fue tratado térmicamente a 250°C. En este caso, se midió mediante DRX un máximo de austenita de 24.1% para las muestras tratadas durante 120 minutos y luego, a partir de 180 minutos, la

cantidad de austenita se estabilizó en un valor de 21.5%. Las microestructuras de las muestras tratadas a partir de un tiempo $t_M = 120$ minutos presentaron un valor de 55 HRC.

El acero 6 es similar al acero 5, en cuanto a composición química se refiere, pero está aleado con cromo. Haciendo una comparación entre ellos, el acero 6 presentó una cinética de transformación más lenta a ambas temperaturas de austempering evaluadas, como consecuencia de la presencia de cromo en su composición química, que estabiliza la austenita y, por lo tanto, se requiere un tiempo mayor para descomponerla en ferrita bainítica.

La Fig. 11-21 muestra las microestructuras del acero 6 obtenidas a 250 y 300°C. La diferencia en las microestructuras es notoria, presentando mucha mayor cantidad de austenita blocky aquella obtenida a 300°C. Haciendo una comparación con el acero 5, el acero 6 presentó una notable mayor cantidad de austenita retenida en las microestructuras obtenidas a ambas temperaturas. Esto se debe específicamente al efecto del cromo, que provoca una mayor estabilidad de la austenita.

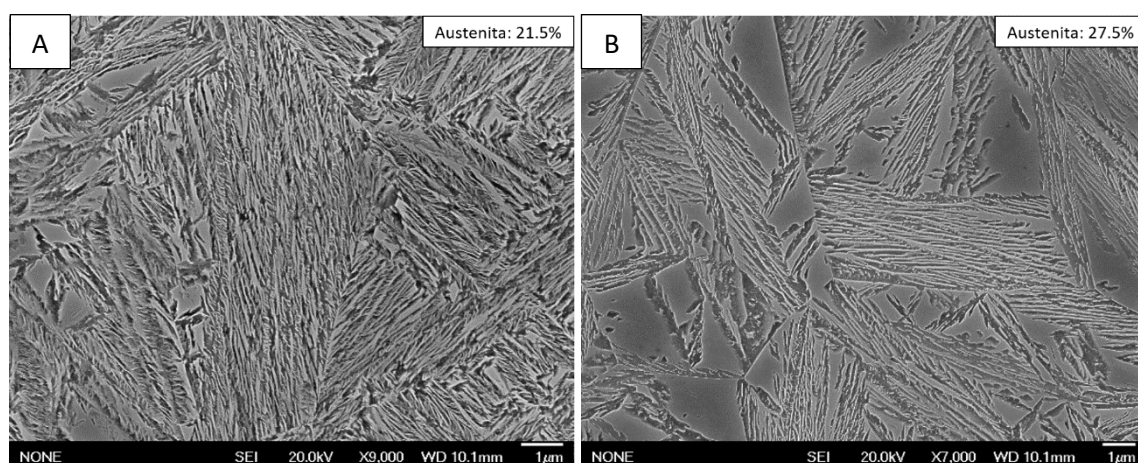


Fig. 11-21: Microestructuras del acero 6 tratado a 250 (A) y 300°C (B).

11.4.2.7 Acero 7

Como se ha mencionado anteriormente, el acero 7 es el más aleado de todos los aceros diseñados para este trabajo. Comparado con el acero 6, el acero 7 tiene mayores contenidos de carbono, manganeso y cromo. Esto permitió diseñar tratamientos térmicos a 280 y 230°C.

La variación de austenita y dureza del acero 7 tratado a 280°C y 230°C se muestra en la Fig. 11-22. En ella se observa que la microestructura de la muestra tratada a 280°C durante 80 minutos tiene un 38.6% de austenita. A pesar de ser estable a temperatura ambiente, la austenita retenida presente en la microestructura obtenida a un $t_{BI} = 80$ minutos no ha alcanzado la composición de la línea $T_{0'}$ y, por lo tanto, tiene fuerza impulsora para transformarse a ferrita bainítica. La transformación continúa y, para tiempos superiores a $t_1 = 180$ minutos, la austenita retenida se reduce a un valor de 31.7%. La dureza, alcanza un valor constante de 52 HRC a partir de un tiempo $t_M = 180$ minutos.

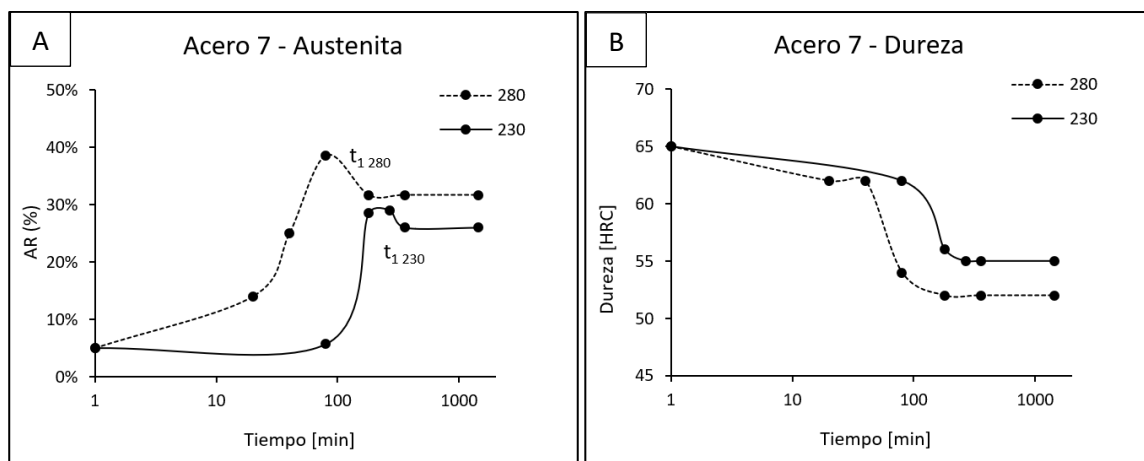


Fig. 11-22: Variación de la austenita retenida (A) y dureza (B) del acero 7 en función del tiempo.

En cuanto a la transformación a 230°C, debido al contenido de aleantes y la temperatura de transformación, la cinética de transformación resultó la más lenta de todas las evaluadas. Se midió la máxima concentración de austenita retenida (29%) para un $t_{BI} = 180$ minutos. Para tratamientos superiores a 360 minutos, la austenita medida fue de 26%. El t_1 del acero 7 a 230°C es de 6 horas. En cuanto a la dureza, se estabilizó en un valor de 55 HRC a partir de un $t_M = 180$ minutos.

Por último, la Fig. 11-23 muestra las microestructuras del acero 7 obtenidas a 230 y 280°C. Debido a las altas concentraciones de carbono, cromo y manganeso, este acero presenta a ambas T_{BI} un alto porcentaje de austenita retenida, a pesar de las bajas temperaturas de austempering utilizadas.

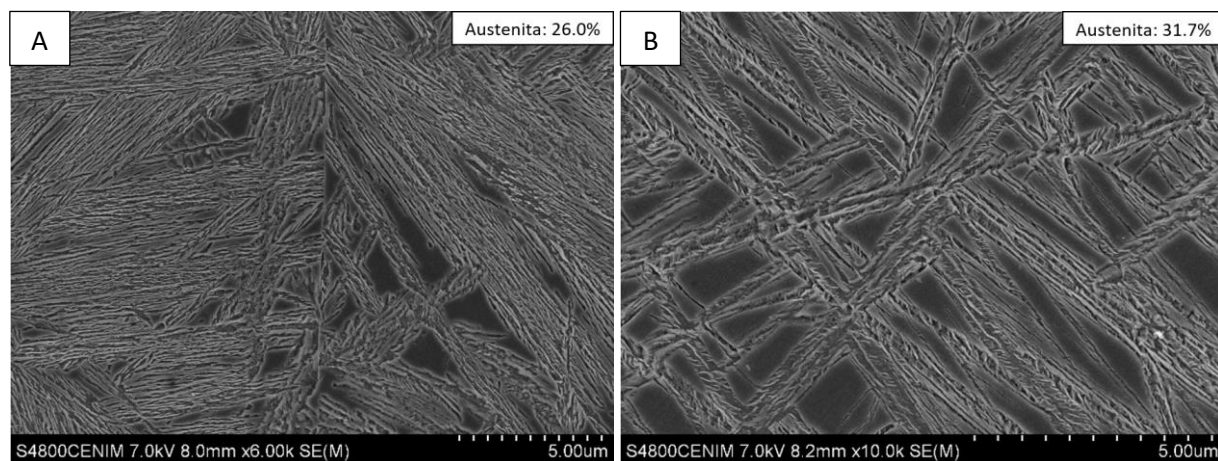


Fig. 11-23: Microestructuras del acero 7 tratado a 230 (A) y 280°C (B).

11.4.2.8 Validación de los resultados con ensayos de dilatometría

Como se ha mencionado, en esta sección se hará una comparación entre los resultados obtenidos mediante dilatometría y DRX para determinar la cinética de transformación. La Fig. 11-24(A) muestra las curvas de cambio volumétrico (dilatometría) y concentración de austenita retenida (DRX) en función del tiempo, para la transformación del acero 7 a 280°C. En la imagen A se observa que el tiempo determinado mediante el seguimiento de la cantidad de austenita retenida es de aproximadamente 180 minutos. Por otro

lado, en la imagen B se muestra la derivada de la curva de cambio volumétrico en función del tiempo. De acuerdo a García-Mateo (2018), el tiempo óptimo de austempering es aquel en el cual la derivada de la curva es nula. En este caso particular, el tiempo obtenido mediante ensayos de dilatometría es de aproximadamente 200 minutos. Esto indica que, al menos para la situación analizada, el tiempo t_1 calculado mediante ensayos de DRX es levemente menor al obtenido mediante las curvas de dilatometría.

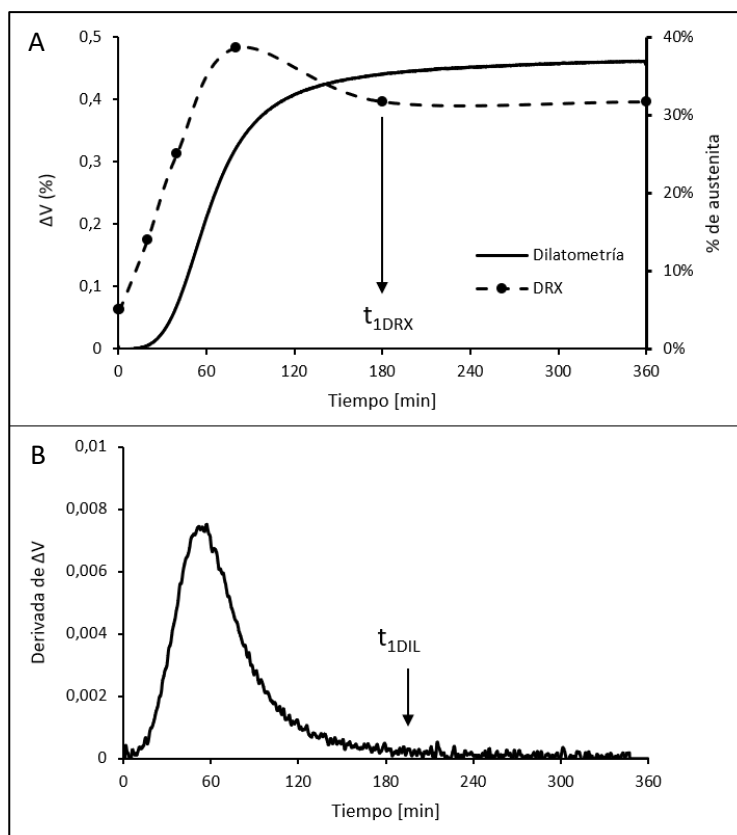


Fig. 11-24. Curvas de cambio volumétrico y fracción de austenita retenida (A). Derivada del cambio volumétrico (B).

Como ha sido explicado, en general, el seguimiento de la transformación bainítica en aceros de alto silicio se realiza mediante ensayos de dilatometría. De acuerdo a los resultados obtenidos en este trabajo, la técnica de DRX no sería lo suficientemente sensible como para realizar un seguimiento adecuado de la reacción. Esto se debe a varias razones. En primer lugar, mediante el método de DRX no se hace un seguimiento de la formación de ferrita bainítica (fase de interés), sino que se determina indirectamente mediante la cuantificación de austenita retenida. Además, este método requiere la ejecución de tratamientos térmicos de austempering interrumpidos, por lo cual se determina la evolución de fases en tiempos discretos y sobre distintas muestras. En cambio, mediante dilatometría, el seguimiento de la transformación se realiza en tiempo real sobre una única muestra, lo que permite obtener una mejor estimación del tiempo t_1 . Por último, cabe mencionar el error involucrado cuando se determina la concentración de austenita retenida mediante DRX, especialmente si se utilizan distintas muestras para evaluar diferentes tiempos de austempering. Esto podría significar que, en las etapas finales de la transformación, cuando la tasa de nucleación de ferrita bainítica es baja, el método de DRX no permitiría cuantificar correctamente la evolución de las fases en el tiempo.

Sin embargo, para los objetivos de este trabajo, la diferencia observada entre los tiempos medidos siguiendo la evolución de austenita retenida (medida por DRX) y dilatometría no son significativos y, por lo tanto, el método empleado para determinar la cinética de transformación sería válido, teniendo en cuenta que los tiempos óptimos de transformación serían algo superiores a los obtenidos en este trabajo.

11.4.2.9 Discusión de los resultados obtenidos sobre cinética de transformación

La Tabla 11-1 resume los tiempos de transformación (t_1), a partir de los cuales se considera que la misma se ha detenido, determinados para las distintas composiciones químicas y temperaturas evaluadas, siguiendo la evolución de austenita retenida mediada por DRX.

Tabla 11-1: Tiempos mínimos de austempering.

	Temperatura [°C]	Tiempo mínimo [min]
Acero 1	300	40
	330	20
Acero 2	280	240
	330	120
Acero 3	300	40
	330	40
Acero 4	300	80
	330	80
Acero 5	250	180
	300	80
Acero 6	250	180
	300	180
Acero 7	230	360
	280	180

Los tiempos determinados para obtener una microestructura bainítica a partir de los aceros colados desarrollados en este trabajo varían entre 20 minutos y 6 horas, de acuerdo a la composición química y temperatura de austempering. Los tiempos más pequeños se obtuvieron para el acero 1, ya que es el acero con menor concentración de carbono y aleantes. Por otro lado, la cinética de transformación más lenta fue observada para el acero 7 tratado a 230°C, como consecuencia de su alto contenido de carbono, manganeso y cromo. Se observó que el carbono es el elemento que más influye en la cinética de transformación, ya que, al comparar aceros con similar composición química y distinto contenido de carbono (por ejemplo, aceros 1 y 5) la cinética de reacción cambia considerablemente. Por otro lado, los elementos de aleación utilizados en el diseño de las composiciones químicas de los aceros colados de alto silicio también provocan un retraso de la transformación, pero en menor medida, según se explicó al comparar el comportamiento de los distintos aceros.

Haciendo una comparación con los resultados publicados en bibliografía, la Tabla 11-2 muestra tiempos reportados en función de la temperatura de austempering para aceros homogeneizados. En todos los casos, la determinación de la cinética de transformación se realizó mediante dilatometría. Los tiempos coinciden

para temperaturas superiores a los 300°C, donde la transformación requiere sólo minutos. Sin embargo, a medida que disminuye la T_{BI} , la diferencia entre los resultados de este trabajo y aquellos reportados en bibliografía aumenta. En general, los tiempos obtenidos en este trabajo son inferiores a los publicados por otros autores, sobre todo a bajas temperaturas de austempering. Esto coincide con la comparación realizada entre la evaluación de la cinética de transformación mediante dilatometría y DRX. Si bien los tiempos obtenidos son similares, los resultados de dilatometría conducen a un tiempo t_1 mayor.

Tabla 11-2: Tiempos necesarios para la formación de bainita libre de carburos reportados en literatura.

T_{BI} [°C]	Rango de tiempos	Referencias
220	22-24 h	Garcia-Mateo (2012, 2015), Leiro (2013)
250	12-24 h	Caballero (2014), Garcia-Mateo (2003, 2005b, 2012, 2015), Leiro (2013)
300	5-24 h	Caballero (2014), Garcia-Mateo (2003, 2005b, 2015)
>300	10-300 min	Long (2014), Garcia-Mateo (2015)

Para completar el análisis de los tiempos obtenidos a baja temperatura, la Tabla 11-3 muestra una comparación del tiempo t_1 del acero 7 a 230°C con los tiempos reportados por Leiro (2013) para un acero de similar composición química. Si bien el contenido de aleantes no es exactamente el mismo, es posible deducir de la tabla que el tiempo determinado en este trabajo para el acero 7 no es adecuado, especialmente teniendo en cuenta que, en aceros colados, la cinética de transformación debería ser más lenta debido a la presencia de zonas microsegregadas. Estas diferencias podrían atribuirse al método utilizado para determinar los parámetros que caracterizan la cinética de reacción. Tomando como referencia los tiempos publicados por Leiro (2013), el acero 7 tratado a 230°C requeriría de tiempos de tratamiento que exceden los tiempos industriales y, por lo tanto, esta microestructura no será evaluada en el capítulo de propiedades mecánicas.

Tabla 11-3: Comparación de la cinética de reacción del acero 7 con un acero similar reportado en bibliografía.

Composición química				T_{BI} [°C]	t_1 [horas]	Referencia
%C	%Si	%Mn	%Cr			
0.9	1.6	0.8	0.5	220	22	Leiro (2013)
0.9	1.6	0.8	0.5	250	16	
0.8	2.01	0.93	1.01	230	6	Acero 7

11.4.2.10 Discusión referida a la proporciones de fases en las microestructuras bainíticas libres de carburos

La Tabla 11-4 muestra los porcentajes de austenita retenida y ferrita bainítica en las microestructuras bainíticas libres de carburos desarrolladas a partir de los aceros colados de alto silicio. Los valores corresponden a los tiempos t_1 determinados para cada acero y temperatura de austempering. Teniendo en cuenta que los tiempo t_M determinados para cada acero y composición química son inferiores a los t_1 respectivos, es posible asegurar que las microestructuras únicamente están compuestas por ferrita bainítica

y austenita retenida, es decir, no contienen martensita. De esta manera, los valores de proporción de ferrita bainítica en la tabla fueron calculados en base a la proporción de austenita.

Tabla 11-4: Fracción de fases de la bainita libre de carburos obtenida a partir de los aceros colados de alto silicio.

	Temperatura [°C]	Austenita retenida [%]	Ferrita bainítica [%]
Acero 1	300	6.2	93.8
	330	11.1	88.9
Acero 2	280	9.8	90.2
	330	23.3	76.7
Acero 3	300	12.5	87.5
	330	14.8	85.2
Acero 4	300	17.7	82.3
	330	24.5	75.5
Acero 5	250	6.6	93.4
	300	17.5	82.5
Acero 6	250	21.5	78.5
	300	27.5	72.5
Acero 7	230	26.0	74
	280	31.7	68.3

En primer lugar, cabe destacar que se han obtenido microestructuras con concentraciones de austenita retenida entre 6.2 y 31.7%, es decir, las distintas combinaciones de composición química y temperatura de austempering llevan a microestructuras con fracciones de fases muy disímiles. A mayores temperaturas de austempering, la fracción de austenita retenida aumenta. Esto está relacionado con la posición de la línea T_0 a distintas temperaturas de transformación: a mayores T_{BI} la austenita residual tiene una concentración de carbono menor, lo que se traduce en una microestructura con mayor fracción de austenita retenida. Sin embargo, la Fig. 11-25 muestra que no existe una relación directa entre la cantidad de austenita retenida en la microestructura y la temperatura de tratamiento isotérmico. Esto se debe a que la composición química del acero también tiene una gran influencia sobre la proporción de fases.

Por ejemplo, para una $T_{BI}=300^{\circ}\text{C}$, un acero con 0.4C-2Si-0.6Mn (acero 1) tiene 6.2% de austenita, mientras que un acero con 0.7C-2Si-0.6Mn (acero 5) presenta un 17.5% de austenita en su microestructura. Esto indica que el contenido de carbono del acero tiene gran influencia sobre la fracción de fases. La adición de cromo también aumenta la fracción de austenita. Un acero 0.7C-2Si-0.6Mn-0.53Cr (acero 6), luego de ser tratado térmicamente a 300°C , presenta un 27.5% de austenita, valor significativamente mayor si se lo compara con el acero 5 (17.5%), de igual composición química, pero sin contenido de cromo. Este comportamiento es lógico ya que el carbono y el cromo son elementos que pertenecen al grupo del manganeso y, tal como se explicó en la sección 4.3.7, estos elementos modifican la posición de la curva T_0 , obteniendo microestructuras con mayor porcentaje de austenita retenida.

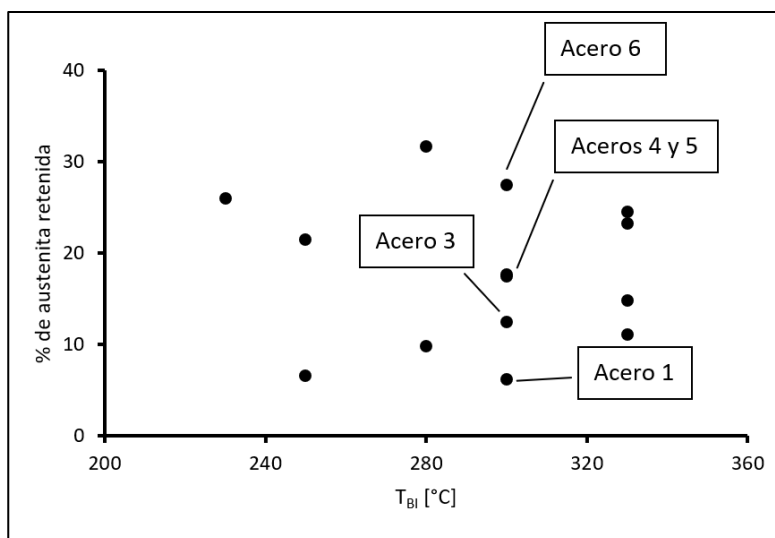


Fig. 11-25: Contenido de austenita retenida en función de la temperatura de austempering.

11.4.3 Efecto de la microsegregación en la morfología y proporciones de fases

Según lo explicado en la sección 4.3.8.1, las microestructuras bainíticas libres de carburos que desarrollan altos valores de ductilidad son aquellas en las cuales el efecto TRIP se desarrolla progresivamente. La estabilidad de la austenita depende de su composición química (especialmente de su contenido de carbono), así como de su tamaño y las fases que la rodean. Es bien sabido que los grandes bloques de austenita son poco estables, debido a que éstos reciben pequeñas cantidades de carbono de las placas de ferrita bainítica, mientras que los films de austenita son muy estables, como consecuencia de su alta concentración en carbono. Entonces, una microestructura con distintos tamaños de austenita retenida podría dar lugar a un desarrollo progresivo del efecto TRIP y, en consecuencia, a altos valores de ductilidad (García-Mateo, 2012).

De acuerdo a lo explicado en la sección 11.2.3, la microsegregación de elementos de aleación debería conducir a microestructuras con distintas cantidades de austenita retenida a lo largo de la matriz metálica. Además, se espera una distribución no homogénea del tamaño de la austenita retenida, causada también por el efecto de los distintos contenidos de aleantes. Entonces, resulta importante determinar la proporción, morfología y tamaño de la austenita retenida en zonas más y menos aleadas. Este análisis se realizó mediante la técnica de EBSD.

Se analizaron 2 zonas de cada tipo correspondientes a una muestra del acero 6 tratado a una $T_{BI} = 300^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas. La Fig. 11-26 muestra algunas de las zonas analizadas mediante esta técnica: las zonas FTF fueron delimitadas con 3 improntas y las zonas LTF, con 4.

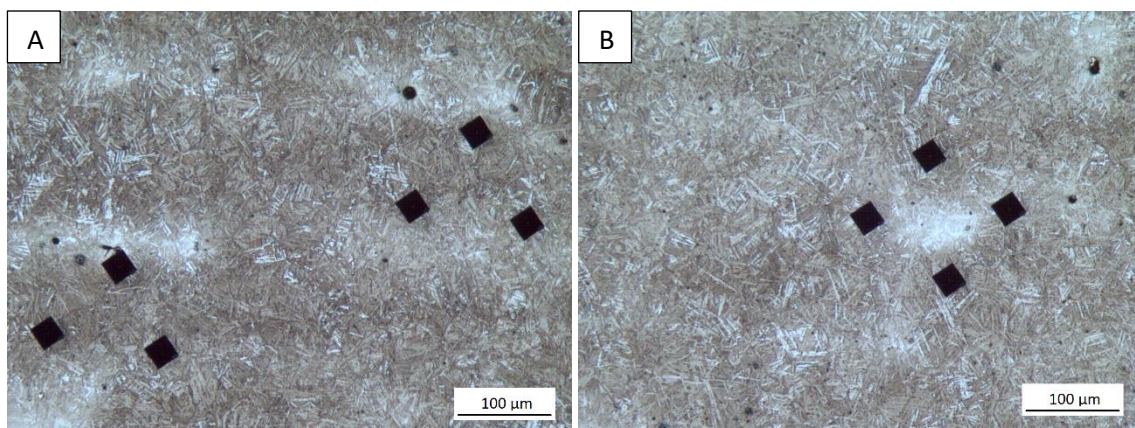


Fig. 11-26: Zonas FTF (A) y LTF (B) marcadas para analizar mediante EBSD.

La Fig. 11-27 muestra los resultados de EBSD para dos zonas LTF, mientras que la Fig. 11-28 corresponde a dos zonas FTF de la misma probeta. En ambos casos, las imágenes de la izquierda corresponden a fotos tomadas con microscopio óptico de la zona analizada (zona delimitada con un cuadrado). Las imágenes del centro son figuras IQ (image quality) obtenidas en el microscopio electrónico y permiten visualizar el área de la microestructura analizada, mientras que las imágenes de la derecha corresponden a la distribución de fases ferrita (azul) y austenita (rojo). Además, la Tabla 11-5 muestra la cuantificación de austenita retenida realizada por EBSD y la composición química de cada zona medida por EDS.

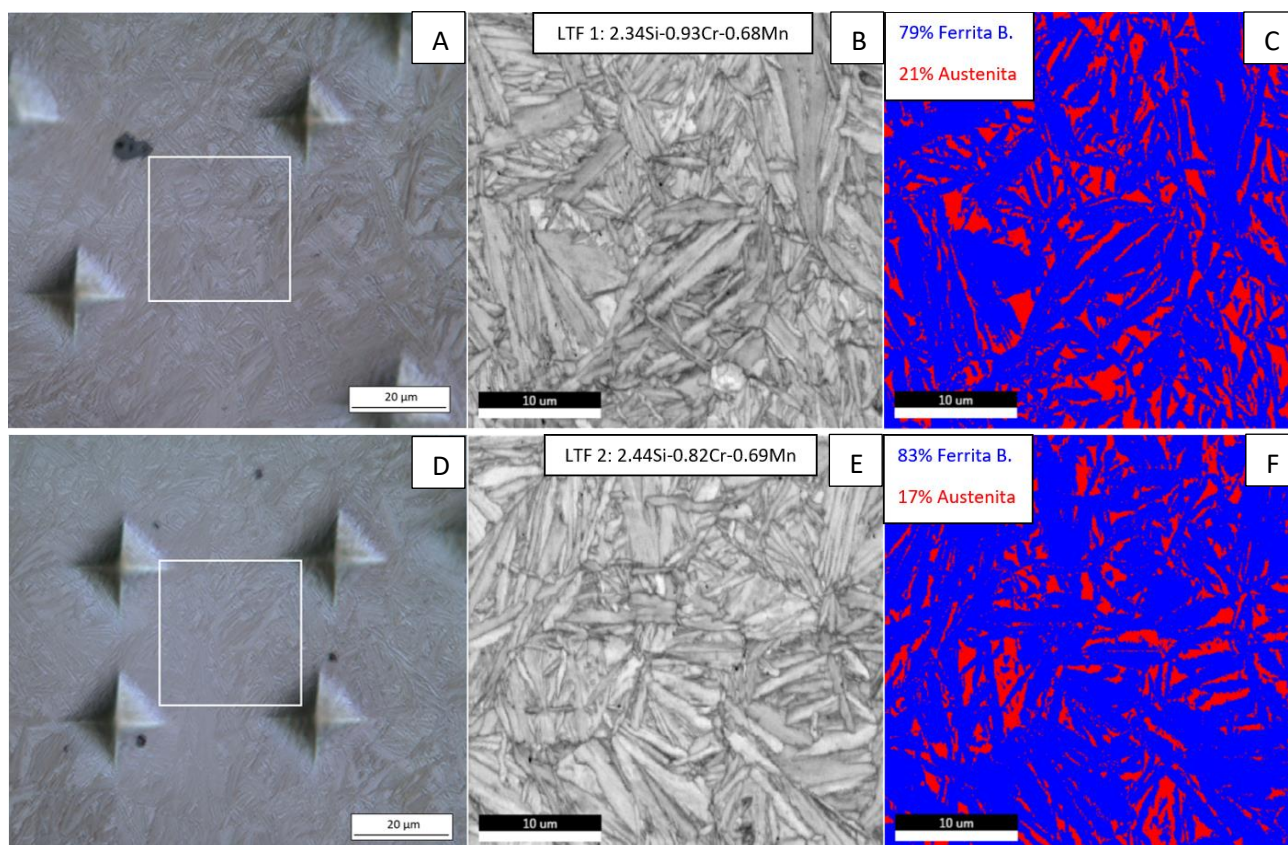


Fig. 11-27: Resultados de EBSD para zonas LTF del acero 6 tratado a 300°C. Óptico (A y D). IQ Image (B y E). Fases (C y F).

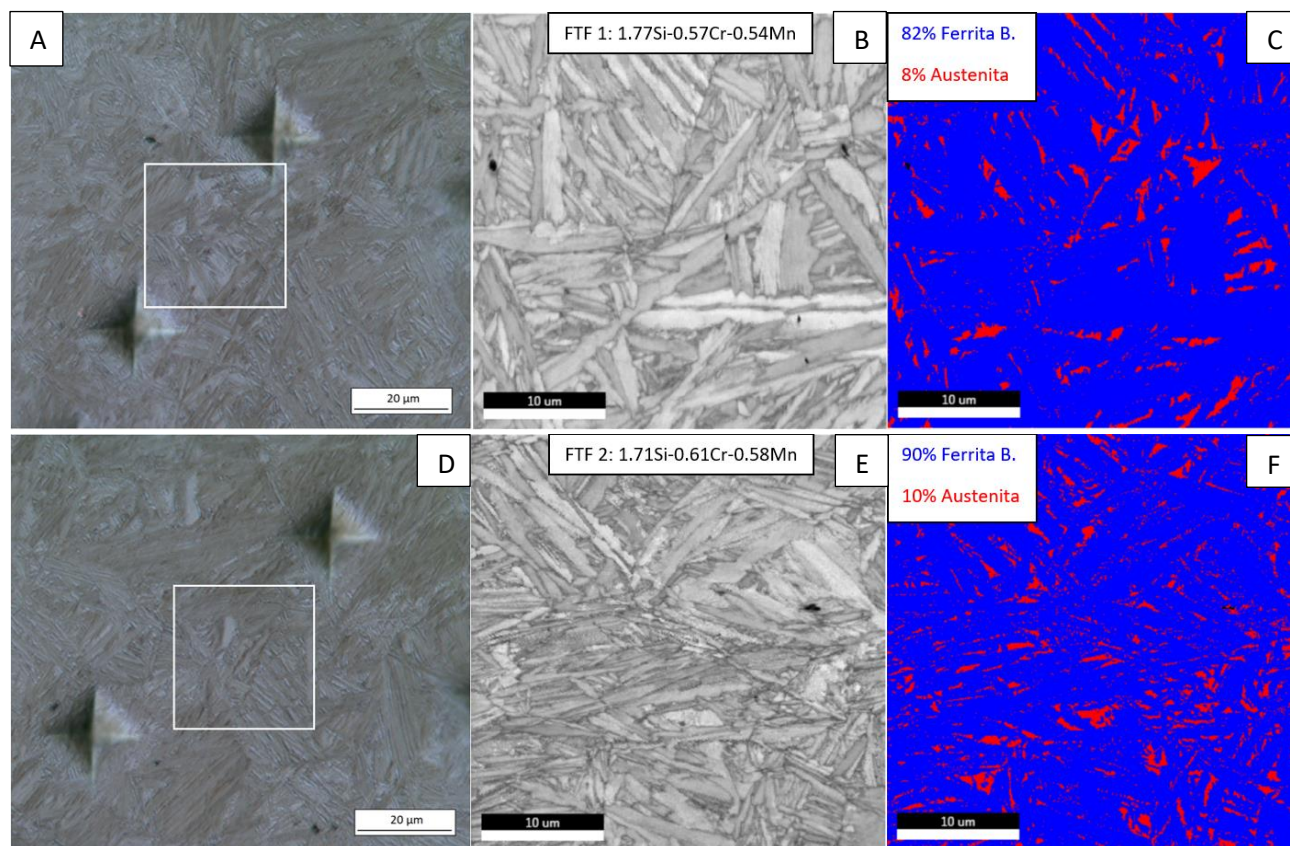


Fig. 11-28: Resultados de EBSD para zonas FTF del acero 6 tratado a 300°C. Óptico (A y D). IQ Image (B y E). Fases (C y F).

Tabla 11-5: Resultados de EDS y EBSD del acero 6 tratado a 300°C.

	Zona LTF 1	Zona LTF 2	Zona FTF 1	Zona FTF 2
EDS	2.34Si-0.93Cr-0.68Mn	2.44Si-0.82Cr-0.69Mn	1.77Si-0.57Cr-0.54Mn	1.71Si-0.61Cr-0.58Mn
EBSD	21% de austenita	17% de austenita	8% de austenita	10% de austenita

En primer lugar, cabe mencionar que mediante EDS se pudo confirmar que las zonas seleccionadas para los análisis corresponden a zonas LTF y FTF. Cabe recordar que estas zonas fueron determinadas mediante la observación de las microestructuras en microscopio óptico reveladas con nital. Los resultados de EDS permiten asegurar que las zonas seleccionadas como LTF efectivamente tienen mayor contenido de aleantes que las seleccionadas como zonas FTF. Por otro lado, la cuantificación de fases realizada por EBSD indica que las zonas aleadas tienen entre 17 y 21% de austenita retenida, mientras que las zonas menos aleadas tienen entre 8 y 10%, lo cual verifica la hipótesis de que las zonas LTF tienen mayor contenido de austenita retenida.

La cuantificación de fases realizada mediante DRX indica que la microestructura analizada (acero 6 tratado a 300°C) tiene un contenido promedio de austenita retenida de 27.5%, mientras que mediante EBSD se midió entre 8 y 21%. Es decir, mediante EBSD se midió un valor de austenita retenida menor que por DRX. Esto es debido a que, con los parámetros de operación seleccionados, la sensibilidad del equipo de EBSD no permitiría medir la austenita retenida entre los plumines de ferrita bainítica (austenita film). El paso de lectura define la sensibilidad del equipo. Utilizando un paso de lectura de 0.1 µm, se midió en zonas LTF entre 17 y 21% de

austenita retenida, como fue mencionado. Sin embargo, utilizando un paso de $0.2\ \mu\text{m}$, se midió en zonas LTF de la misma muestra una concentración de austenita de 12%. De aquí surge que la austenita film presente en los plumines de ferrita, cuyo espesor ronda los 40-100 nm (Avishan, 2015), no es correctamente reconocida ni cuantificada. De esta manera, los resultados de EBSD sólo corresponderían a austenita blocky. Esto es consistente con lo publicado por Avishan (2015), quien ha reportado que, del total de austenita retenida en las microestructuras bainíticas libres de carburos, un 20% aproximadamente corresponde a austenita film, siendo el restante 80% austenita con morfología blocky. Cabe aclarar que, por una cuestión de disponibilidad del equipo, no se utilizaron pasos de lectura más finos, ya que de esa manera se incrementa considerablemente el tiempo de lectura.

A pesar de lo explicado, los análisis de EBSD permiten confirmar que la microestructura bainítica obtenida a partir de aceros colados de alto silicio es heterogénea, ya que posee mayores concentraciones de austenita retenida en zonas interdendríticas. Además, comparando las Fig. 11-27(C y F) y Fig. 11-28(C y F), es posible observar que los bloques de austenita en zonas LTF tienen mayor tamaño que en zonas FTF. Esto también puede ser observado en la Fig. 11-29, que muestra la microestructura de una zona FTF y una LTF del acero 6 tratado a 300°C obtenida por FESEM. La imagen muestra claramente que las zonas con mayor contenido de aleantes presentan bloques de austenita de mayor tamaño. Estas observaciones coinciden con reportes realizados en bibliografía (Avishan (2015), Bhadeshia (2015)), en los cuales se afirma que aceros con mayor contenido de austenita retenida llevan a un mayor tamaño de austenita residual con morfología de bloque. Esto se debe a que, en zonas menos aleadas, la austenita puede ser mayormente enriquecida en carbono y, de esta manera, a partir de grandes bloques de austenita, nuclean y crecen subunidades de ferrita bainítica, obteniendo así bloques de austenita retenida de menor tamaño. En contrapartida, la reacción bainítica en zonas aleadas se detiene antes, dando lugar a bloques de mayor tamaño.

De acuerdo a lo explicado, las distintas concentraciones, tamaños y morfologías de la austenita retenida por efecto de la microsegregación podrían conducir a un desarrollo progresivo del efecto TRIP, lo que se traduciría en microestructuras con altos valores de ductilidad. Este punto será discutido en profundidad en el capítulo siguiente.

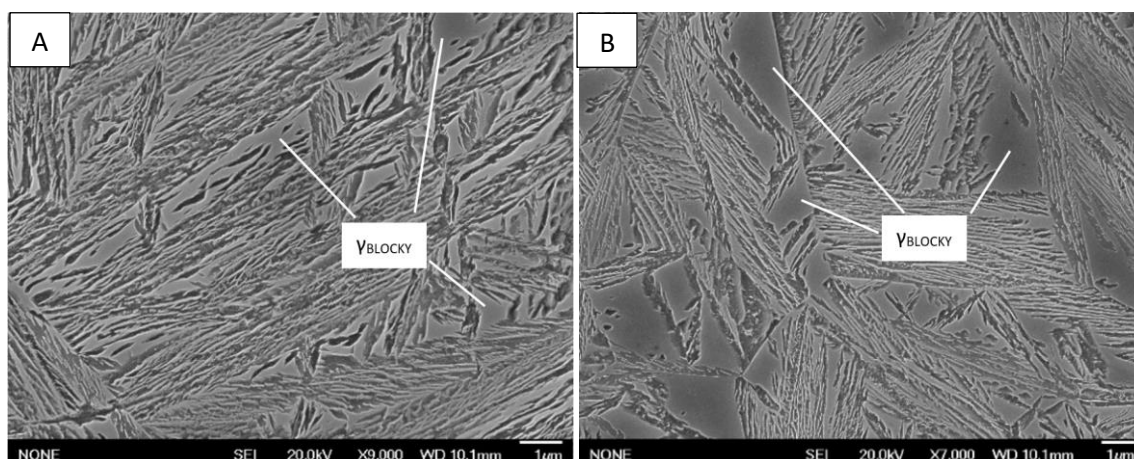


Fig. 11-29: Acero 6 tratado a 300°C durante 3 horas. Zona FTF (A). Zona LTF (B).

11.5 Conclusiones parciales

Fue posible obtener microestructuras bainíticas libres de carburos a partir de todos los aceros diseñados para este trabajo de tesis doctoral. Mediante el conocimiento de las temperaturas M_s y B_s , se han diseñado y ejecutado correctamente tratamientos térmicos de austempering que han llevado a la obtención de microestructuras bainíticas a partir de aceros colados de alto silicio.

En cuanto al efecto de la microsegregación en las microestructuras bainíticas resultantes, se observó principalmente en los aceros más aleados que la transformación bainítica se desarrolla primero en zonas correspondientes a brazos dendríticos, ya que tienen menor contenido de aleantes. Sin embargo, luego de un tiempo determinado, la transformación se extiende a las zonas más aleadas, abarcando toda la matriz metálica. Los estudios preliminares realizados mediante EBSD permitieron determinar que las zonas aleadas presentan una significativa mayor cantidad de austenita retenida. También se observó que esta fase tiene mayor tamaño en zonas más aleadas. Estas observaciones verifican una de las principales hipótesis de este trabajo con respecto a la heterogeneidad microestructural de estos aceros.

Los estudios de cinética indican que el tiempo mínimo de austempering depende fuertemente de la composición química del acero y de la temperatura del baño de sales. Aceros poco aleados tratados a 330°C sólo requieren 20 minutos para obtener la microestructura deseada, mientras que aceros más aleados y tratados a menores temperaturas requieren hasta 6 horas de austempering. Haciendo una comparación con el método de dilatometría y con resultados publicados en bibliografía, se observó que los tiempos obtenidos en este trabajo, siguiéndola cantidad de austenita retenida por DRX, son algo menores a los reportados por otros autores, especialmente a bajas T_{Bi} .

Las microestructuras obtenidas luego de los tratamientos térmicos presentan ferrita bainítica con morfología de placas y austenita retenida en forma de films y bloque. La proporción, así como el tamaño de fases depende de la composición química del acero y de la temperatura de austempering: mayores T_{Bi} llevan a una mayor fracción de austenita retenida y a bloques de austenita de mayor tamaño. Además, los aceros con mayor contenido de aleantes presentaron menor fracción de ferrita bainítica.

Finalmente, los resultados y discusiones presentados en este capítulo fueron reportados en los artículos:

Publicación N° 1: Influence of the chemical composition on the ausferritic transformation in carbide-free bainitic cast steel

Autores: Basso Alejandro; Tenaglia Nicolás; Boeri Roberto; Massone Juan.

Estado: Publicado en "Materials Science Forum", Vol. 793, pp. 85-91 (2014).

Resumen: This work focuses on the study of the solid state transformations that take place during the austempering of high silicon carbide-free bainitic cast steels with different chemical composition. In order to get this objective three cast steel melts with different chemical compositions were produced, evaluating the influence of Cr, Mn, Ni, Al and Co. For each of these steels, samples were subjected to an austempering heat treatment at 340°C varying the austempering time from 5 sec to 120 sec. The results show that small regions of free ferrite were obtained during continuous cooling from the austenitising to the austempering temperatures in unalloyed high silicon cast steels. At short austempering time (5 sec), the presence of a small fraction of ausferrite was observed. Austempering for 60 sec showed a larger amount of ausferrite.

However, the ausferritic reaction is incomplete, and some martensite also was present, mainly located in last to freeze (LTF) zones. After an austempering of 120 sec, a fully ausferritic matrix was obtained. The addition of Cr and Mo avoided the initial precipitation of free ferrite, and lowered the isothermal transformation kinetics. On the other hand the use of Al and Co increase the presence of ferrite formed during continuous cooling and accelerates the kinetics of the ausferritic reaction.

Palabras clave: bainitic steel, cast, chemical composition, carbide-free, high silicon.

DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.793.85

Publicación N°2: Study of austempering kinetics of high silicon bainitic cast steels

Autores: Tenaglia Nicolás; Rivas Ana; Boeri Roberto; Basso Alejandro; Massone Juan.

Estado: Publicado en "International Journal of Cast Metals Research", Vol. XX, pp. XX (2018).

Resumen: This study investigates the effect of chemical composition and microsegregation on the bainitic transformation of high Si cast steels at two different austempering temperatures. The advance of the bainite precipitation as a function of time and temperature was monitored through measurements of the amount of retained austenite by X-ray diffraction, the evolution of hardness and microstructural characterization. The results showed that the bainitic transformation starts preferentially at zones with lower contents of alloying elements but later covers the entire matrix. The austempering heat treatments resulted in an apparently homogeneous bainitic microstructure throughout the entire matrix after a short period of time. The results encourage the continuation of the development of high Si steels suitable to produce carbide-free austempered cast parts.

DOI: 10.1080/13640461.2018.1505423

12 Propiedades mecánicas

12.1 Objetivos del capítulo

El objetivo de este capítulo es caracterizar mecánicamente, por medio de ensayos de dureza, tracción e impacto, distintas variantes microestructurales de bainita libre de carburos obtenidas a partir de aceros colados de alto silicio, evaluando diferentes composiciones químicas y parámetros de tratamiento térmico. Una vez determinadas las propiedades mecánicas de las microestructuras obtenidas en el capítulo 10, se evaluará la influencia que, sobre dichas propiedades, tienen la composición química y los distintos parámetros de tratamiento térmico. Luego, se hará una comparación de los resultados obtenidos en este trabajo con aquellos reportados en la bibliografía para aceros bainíticos libres de carburos (laminados y colados) y para otros aceros especiales. Por último, se hará una comparación con los requerimientos de la norma ASTM sobre aceros colados, con el objetivo de definir que grados de la norma satisfacen los aceros bajo estudio.

12.2 Metodología experimental

Los ensayos de dureza, tracción e impacto se realizaron según lo explicado en la sección 7.8. La dureza fue evaluada, en escala Rockwell C, utilizando los parámetros de tratamiento térmico mostrados en la Tabla 12-1. Las temperaturas son las que corresponden al estudio de la transformación bainítica (Capítulo 11) y los tiempos, son los tiempos t_1 determinados en ese estudio para cada composición química y T_{Bi} .

Tabla 12-1: Parámetros de tratamiento térmico seleccionados para evaluar la dureza de los aceros bainíticos.

	Acero 1	Acero 2	Acero 3	Acero 4	Acero 5	Acero 6	Acero 7
T_{Bi1}	300°C	280°C	300°C	300°C	250°C	250°C	230°C
t_{Bi1}	40 min	240 min	40 min	80 min	180 min	180 min	360 min
T_{Bi2}	330°C	330°C	330°C	330°C	300°C	300°C	280°C
t_{Bi2}	20 min	120 min	40 min	80 min	80 min	180 min	180 min

En cuanto a los ensayos de tracción, en primer lugar, y con el objetivo de encontrar el tiempo óptimo de tratamiento térmico (en cuanto a propiedades mecánicas) para una determinada temperatura, los aceros 1, 3 y 4 fueron tratados térmicamente a 330°C y se utilizaron 3 criterios para seleccionar el tiempo de permanencia en sales. Tal como muestra la Fig. 12-1, las curvas de austenita en función del tiempo de austempering (para un acero y temperatura de austempering determinados) presentan un máximo en la cantidad de austenita y luego el valor se estabiliza, tal como fue discutido en el capítulo 11. El criterio 1 implica utilizar el tiempo de austempering que derivó en la máxima cantidad de austenita retenida. Para el criterio 2, se utiliza el tiempo a partir del cual se estabilizó la cantidad de austenita retenida, es decir, el tiempo (t_1), en el cual se detiene la transformación bainítica, determinado en el capítulo 11. Por último, para el criterio 3 se utiliza un tiempo superior al tiempo t_1 .

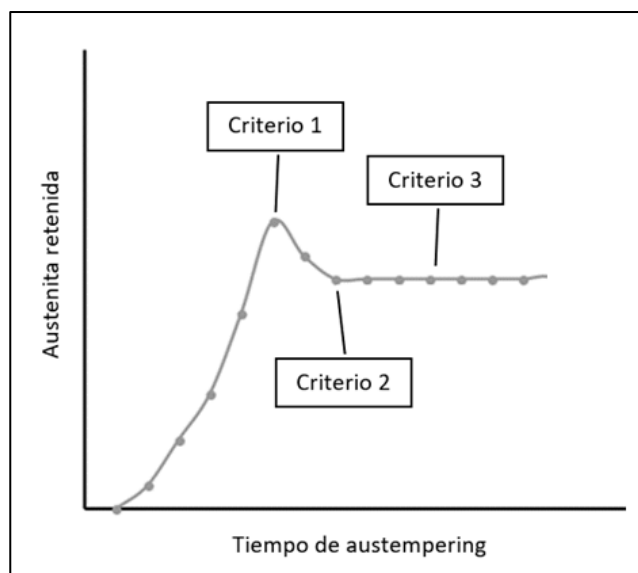


Fig. 12-1: Criterios utilizados para seleccionar los tiempos de austempering.

En base a los resultados obtenidos sobre la evaluación del tiempo de austempering en los aceros 1, 3 y 4, conforme la metodología descrita en el párrafo anterior, se completó la evaluación de propiedades mecánicas, tratando térmicamente las probetas de acuerdo al criterio 3. Es decir, las propiedades al impacto de los aceros 1, 3 y 4 y las propiedades a la tracción e impacto de los aceros 2, 5, 6 y 7 fueron evaluadas utilizando el criterio 3. La Tabla 12-2 resume los parámetros de tratamiento térmico para los ensayos de tracción e impacto de los distintos aceros.

Tabla 12-2: Parámetros de tratamientos térmicos seleccionados para realizar los ensayos de tracción e impacto.

Acero	Tracción			Impacto	
Acero 1	10 min@330°C	20 min@330°C	90 min@330°C	90 min@330°C	
Acero 2	240 min@280°C	120 min@330°C	X	X	X
Acero 3	10 min@330°C	40 min@330°C	90 min@330°C	90 min@330°C	
Acero 4	40 min@330°C	80 min@330°C	90 min@330°C	90 min@330°C	
Acero 5	6 h@250°C	3 h@300°C	X	6 h@250°C	3 h@300°C
Acero 6	6 h@250°C	3 h@300°C	X	6 h@250°C	3 h@300°C
Acero 7	3 h@280°C	X	X	6 h@230°C	3 h@280°C

12.3 Resultados y discusión

12.3.1 Dureza

La Tabla 12-3 muestra los resultados de los ensayos de dureza de las microestructuras bainíticas obtenidas. Los resultados indican que las distintas combinaciones de composición química y temperatura de austempering permitieron obtener valores de dureza en el rango 46-55 HRC.

Tabla 12-3: Resultados de ensayos de dureza.

	Acero 1	Acero 2	Acero 3	Acero 4	Acero 5	Acero 6	Acero 7
T_{BI1}	300°C	280°C	300°C	300°C	250°C	250°C	230°C
Dureza	49 HRC	53 HRC	49 HRC	49 HRC	53 HRC	55 HRC	55 HRC
T_{BI2}	330°C	330°C	330°C	330°C	300°C	300°C	280°C
Dureza	46 HRC	45 HRC	47 HRC	47 HRC	51 HRC	53 HRC	52 HRC

La Fig. 12-2 muestra los valores de dureza obtenidos en función de la temperatura de austempering, con un error de ± 0.5 HRC, determinado a partir de la medición de dureza de un patrón al momento de realizar los ensayos. La imagen indica que existe una relación inversa entre la dureza de la bainita libre de carburos y la T_{BI} . Como se ha explicado, la bainita formada a menores temperaturas presenta una microestructura más refinada, con placas de ferrita bainítica de menor espesor y bloques de austenita retenida de menor tamaño, debido a un mayor avance de la transformación. Esto conduce a microestructuras refinadas con mayores valores de dureza, debido a una mayor dificultad para el movimiento de las dislocaciones. Por el contrario, las microestructuras obtenidas a mayor temperatura presentan placas de ferrita bainítica de mayor espesor y bloques de austenita retenida de mayor tamaño, lo que se traduce en una menor dureza.

También es posible observar en la Fig. 12-2 que, para una T_{BI} constante (por ejemplo 300°C), la composición química de los aceros también influye en la dureza de las microestructuras. A pesar de contener una mayor proporción de austenita retenida (fase blanda), los aceros más aleados presentan mayores valores de dureza. El elemento más influyente es el carbono: los aceros con contenido de carbono entre 0.4-0.45% (aceros 1, 3 y 4) austemperados a 300°C tienen una dureza de aproximadamente 49 HRC. Sin embargo, un acero con 0.71%C (acero 5), tratado térmicamente a la misma temperatura, desarrolla una dureza de 51 HRC. También se observó que los elementos de aleación aumentan la dureza de las microestructuras, especialmente en aceros de alto carbono. Por ejemplo, el acero 6 (similar al acero 5, pero con cromo) tratado a 300°C tiene una dureza de 53 HRC, 2 HRC superior a la del acero 5. Este fenómeno ocurre pues, en primer lugar, las microestructuras obtenidas a partir de aceros más aleados presentan una fase ferrítica bainítica de menor espesor, debido a que se forman a partir de una austenita más resistente, lo que genera un aumento de la dureza de la microestructura (Bhadeshia, 2015). Por otro lado, también ocurre un endurecimiento por solución sólida. La presencia de átomos de carbono, como de elementos de aleación sustitucionales (manganeso, cromo, etc), deforman la red cristalina, debido a que tienen un tamaño distinto respecto de los átomos de hierro. Esto provoca un obstáculo para el movimiento de dislocaciones, lo que se traduce en una mayor dureza de la microestructura.

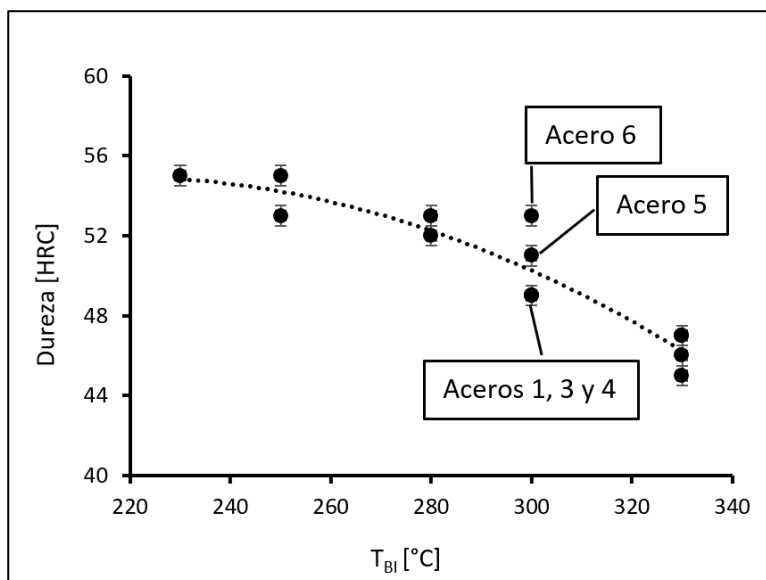


Fig. 12-2: Valores de dureza para las distintas variantes microestructurales estudiadas en este trabajo.

12.3.2 Tracción

La Tabla 12-4 muestra la tensión de rotura, fluencia y elongación de las microestructuras obtenidas a partir de los aceros 1, 3 y 4 tratados térmicamente a 330°C durante distintos tiempos. En primer lugar, se observa que utilizando distintos tiempos de austempering, las propiedades a la tracción varían ligeramente, lo que indica que es posible obtener un tiempo de austempering óptimo que conduce a mejores combinaciones de resistencia y ductilidad.

Tabla 12-4: Resultados de los ensayos de tracción para los aceros 1, 3 y 4 tratados a 330°C durante distintos tiempos.

Acero	Tiempo de austempering	Tensión de rotura [MPa]	Tensión de fluencia [MPa]	Elongación (%)
Acero 1	10 min	1441	1272	10.8
	20 min	1548	1393	11.2
	90 min	1557	1360	10.6
Acero 3	10 min	1584	1245	10.1
	40 min	1555	1320	12.7
	90 min	1603	1370	13.1
Acero 4	40 min	1548	1287	10.9
	80 min	1549	1438	13.0
	90 min	1612	1400	14.3

A partir del análisis de los valores listados en la Tabla 12-4, es posible observar que se obtuvieron mejores resultados para tiempos de austempering mayores. Para una mejor visualización de los mismos, la Fig. 12-3 muestra el producto de la tensión de rotura por la elongación (expresado en [GPa*%]) en función del tipo de acero y tiempo de austempering. En la imagen se observa que aquellas probetas tratadas térmicamente durante mayores periodos de tiempo tienen un producto de resistencia por ductilidad mayor, y que en casi todos los casos se obtiene por un aumento simultáneo de la resistencia a la rotura y elongación. Este comportamiento ocurre debido a que, un mayor tiempo de transformación implica una mayor proporción de ferrita bainítica y de austenita film en las microestructuras, lo que genera un aumento de la resistencia mecánica debido a un porcentaje más elevado de fases de pequeño espesor y un consecuente refinamiento de la estructura. Además, también lleva a una menor proporción de la austenita residual con morfología blocky y a un mayor enriquecimiento en carbono de la misma, lo que genera que esta fase transforme progresivamente a martensita durante la carga por efecto TRIP, llevando a un aumento de la ductilidad (García-Mateo, 2012).

En base a estos resultados, es posible confirmar que el tiempo de austempering (t_1), tomado como el tiempo en que la transformación se detiene, medido en la evaluación de la cinética de transformación bainítica mediante el contenido de austenita retenida por DRX en el capítulo 11, no conduciría a obtener microestructuras con las mejores propiedades mecánicas. Esto confirma lo observado en cuanto a la diferencia del tiempo t_1 calculado por dilatometría y por seguimiento de la austenita retenida, ya que se observó que los tiempos determinados por dilatometría son superiores a los medidos en este trabajo por DRX, siguiendo el contenido de austenita. En base a estos resultados preliminares, se podría concluir que el tiempo mínimo de austempering (t_1) es un tiempo insuficiente, que produce microestructuras bainíticas con mucha austenita residual con morfología blocky poco estable, la cual transforma rápidamente a martensita y provoca la fragilización del material (Bhadeshia, 2015). En base a estos resultados, se decidió evaluar las propiedades mecánicas de los aceros 2, 5, 6 y 7 tratando térmicamente durante tiempos superiores a t_1 , es decir, utilizar el criterio 3 de la Fig. 12-1.

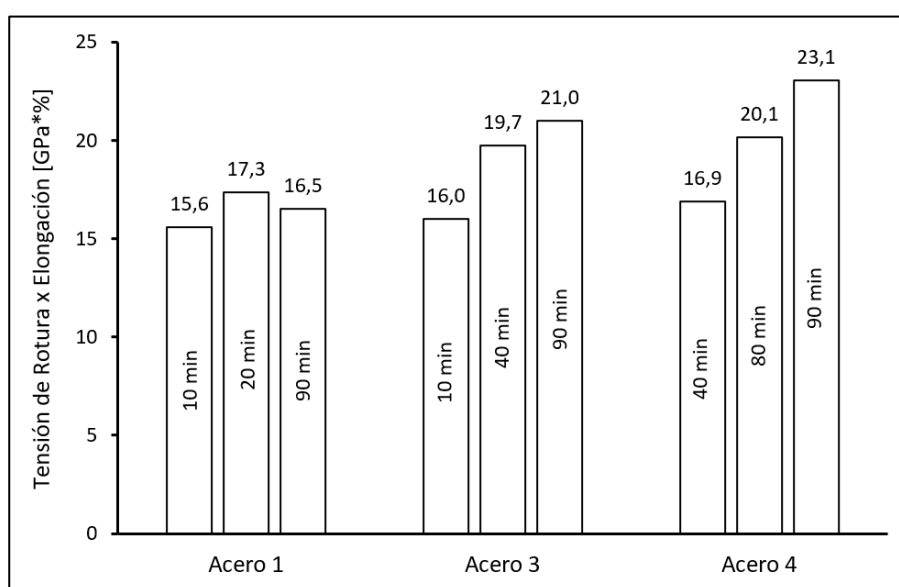


Fig. 12-3: Influencia del tiempo de austempering sobre el producto de tensión de rotura por elongación total.

La Tabla 12-5 muestra los mejores resultados de las propiedades mecánicas obtenidas para los aceros 1, 3 y 4 a 330°C y los resultados para los demás aceros austemperados a distintas temperaturas. Los valores

reportados indican que las distintas combinaciones de composición química y T_{BI} conducen a valores de tensión de rotura entre 1548 y 1955 MPa, tensión de fluencia entre 1370 y 1904 MPa y elongación de hasta 14.3%.

Tabla 12-5: Propiedades a la tracción de la bainita libre de carburos obtenida a partir de aceros colados.

Acero	Tratamiento térmico	Tensión de rotura [MPa]	Tensión de fluencia [MPa]	Elongación (%)
Acero 1	20 min@330°C	1548	1393	11,2
Acero 2	4 h@280°C	1948	1904	3,1
	2 h@330°C	1586	1446	12,3
Acero 3	90 min@330°C	1603	1370	13,1
Acero 4	90 min@330°C	1612	1400	14,3
Acero 5	6 h@250°C	1823	-	0
	3 h@300°C	1784	1602	7,2
Acero 6	6 h@250°C	1955	-	0
	3 h@300°C	1757	1560	8,1
Acero 7	3 h@280°C	1755	1605	3,0

Los aceros austemperados a 280°C tienen una elongación de aproximadamente 3% y, aquellos tratados a 250°C o menos, tienen ductilidad nula. Por esta razón, no se reportaron valores de tensión de fluencia. Este fenómeno podría ser atribuido a la combinación de una baja capacidad de deformación y elevada fragilidad típicas de microestructuras bainíticas austemperadas a baja temperatura y a la presencia de defectos típicos de piezas coladas, tales como cavidades de contracción, como la que se muestra en la Fig. 12-4, correspondiente a una probeta del acero 2. Dicha combinación podría ser la responsable del comportamiento mostrado en la Tabla 12-5.

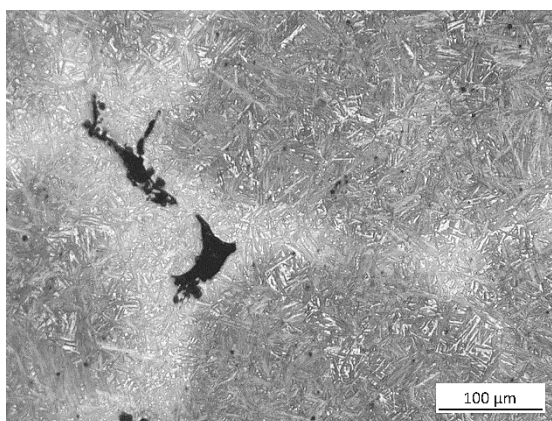


Fig. 12-4: Defecto de contracción típico observado en una muestra del acero 2.

La Fig. 12-5 muestra la variación de la tensión de rotura y elongación en función de la temperatura de austempering. Los gráficos fueron obtenidos a partir de los valores de la Tabla 12-5. En la imagen A se observa que la tensión de rotura de las microestructuras desarrolladas durante este trabajo tiene una relación inversa con la temperatura de austempering. Los aceros tratados a una $T_{BI} = 330^{\circ}\text{C}$ tienen una tensión de rotura entre 1557 y 1612 MPa, mientras que los aceros austemperados a 250°C desarrollan una tensión máxima de 1823 y 1955 MPa. Estos resultados son consistentes con los valores de dureza. Las microestructuras obtenidas a menor temperatura poseen un menor espesor de placa de ferrita bainítica y, debido a un mayor avance de la transformación, la austenita retenida con morfología blocky también tiene un menor tamaño, lo que resulta en microestructuras más refinadas y de mayor resistencia.

Además, la Fig. 12-5(B) muestra una clara relación entre la temperatura de austempering y la ductilidad, siendo esta última mayor cuando mayor es la temperatura T_{BI} . Las muestras tratadas a 330°C presentaron valores de elongación total entre 10.6 y 14.3%. Esto se debe a que las microestructuras desarrolladas a mayores temperaturas poseen una distribución de fase austenítica con distintas condiciones de estabilidad: los distintos tamaños de la austenita retenida, así como los diferentes contenidos de carbono y aleantes, dan lugar a microestructuras en las cuales la austenita retenida transforma progresivamente a martensita por efecto TRIP a medida que se aplican distintos valores de tensión. De esta manera, al aplicar distintos niveles de carga, la microestructura siempre cuenta con una fracción de fase dúctil (austenita retenida) con alta capacidad de deformación. Este comportamiento ha sido descrito por García-Mateo (2005, 2012) y Sourmail (2017).

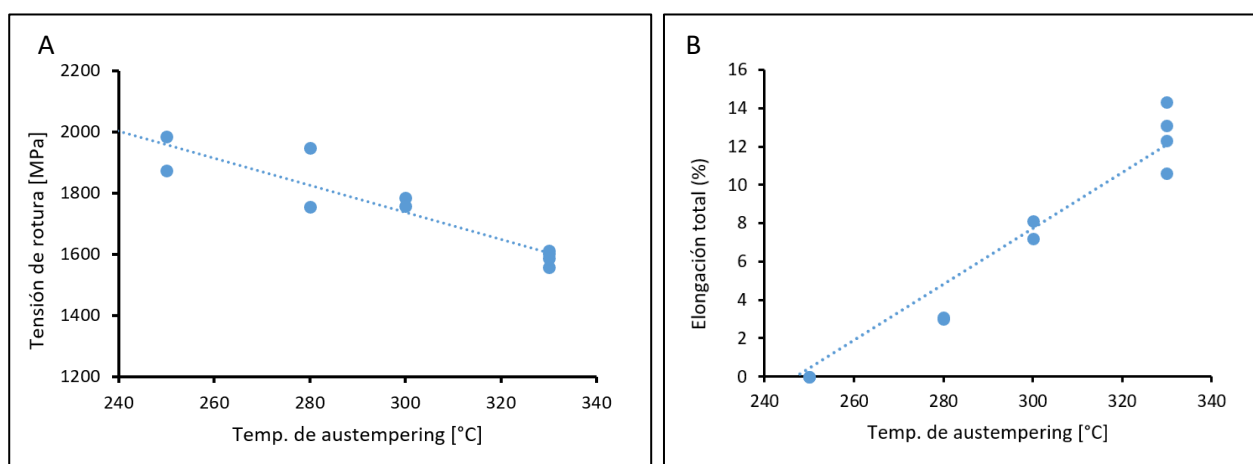


Fig. 12-5: Tensión de rotura (A) y elongación total (B) en función de la temperatura de austempering.

La Fig. 12-6 presenta la curva de tensión – deformación del acero 2 tratado a 330°C durante 2 horas, junto a distintas morfologías de la austenita retenida observadas en su microestructura antes de realizar el ensayo. La imagen muestra que, a bajos niveles de deformación, la austenita que se desestabilizaría es aquella con morfología de bloque observada en zonas LTF (imagen A), que son de gran tamaño y, por lo tanto, transforman a martensita cuando se aplican bajos niveles de deformación. A medida que transcurre el ensayo, los niveles de deformación aplicados son mayores, dando lugar al efecto TRIP sobre bloques de austenita retenida observado en zonas FTF (imagen B), de menor tamaño que aquellas observadas en LTF y, por lo tanto, mayor estabilidad mecánica. Por último, la austenita film (imagen C), de mayor estabilidad mecánica debido a su alto contenido de carbono, se desestabilizaría ante altos valores de deformación.

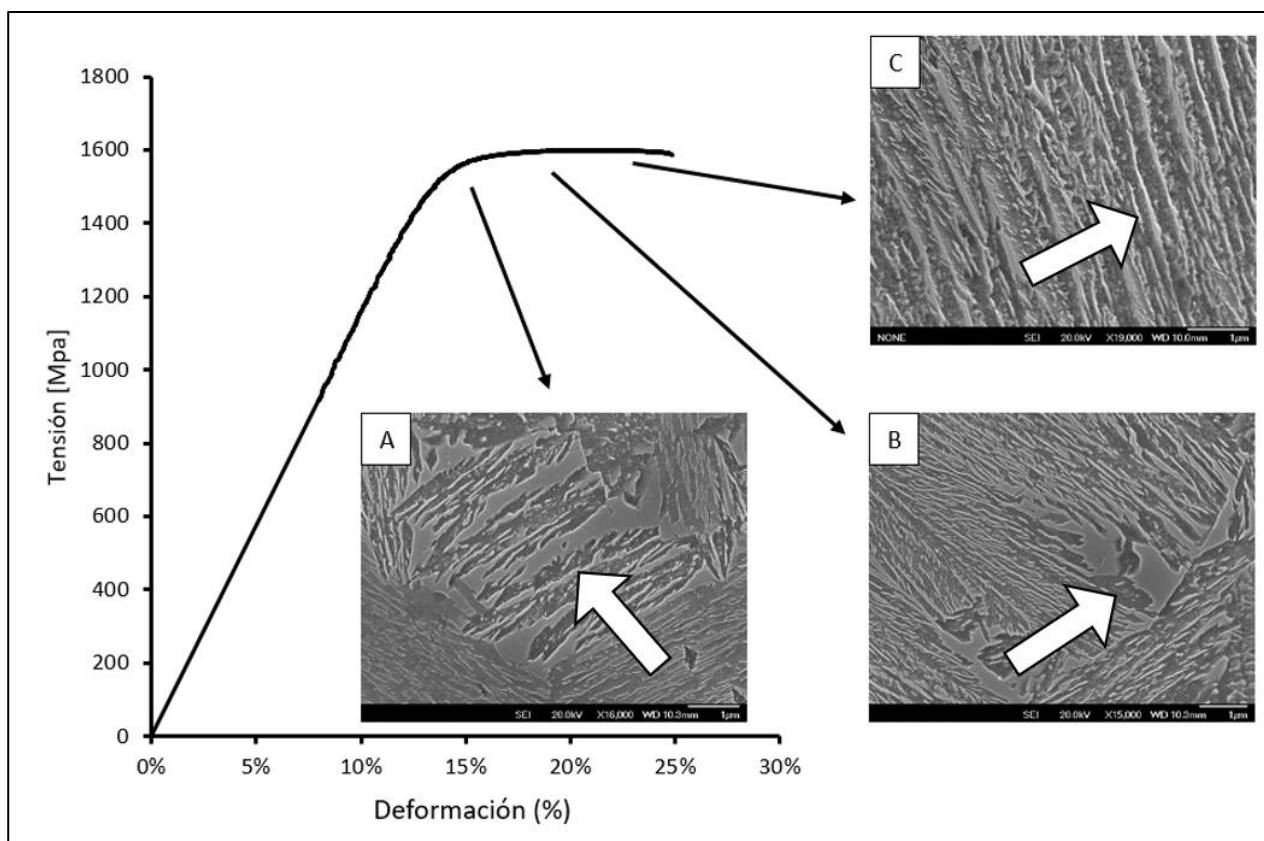


Fig. 12-6: Curva de tensión - deformación del acero 2 tratado a 330°C y las distintas morfologías de austenita retenida que transformarían a martensita por efecto TRIP a medida que avanza el ensayo de tracción uniaxial.

La Fig. 12-7(A) muestra nuevamente la curva de tensión - deformación del acero 2 tratado a 330°C y a 280°C. En la imagen se observa que la curva del acero tratado a 280°C muestra una menor ductilidad y presenta un mayor endurecimiento por deformación que la curva del mismo acero tratado a 330°C. Esto coincide con las curvas reportadas por varios autores (García-Mateo (2005, 2012), Morales-Rivas (2015), Sourmail (2017)). A modo de ejemplo, la Fig. 12-7(B) muestra curvas reportadas por García-Mateo (2005) y en ella se observa que las microestructuras que presentan mayor ductilidad, tienen un endurecimiento por deformación menor, es decir, la relación entre tensión de fluencia y tensión de rotura es más cercana a la unidad. Evidentemente, la transformación de austenita en martensita por efecto de tensiones aplicadas (efecto TRIP) provoca un aumento en la ductilidad del acero, sin otorgar un gran endurecimiento por deformación. En este sentido, la formación de martensita no generaría un aumento de la resistencia mecánica. Por otro lado, las microestructuras obtenidas a menor temperatura son más finas y dispersas, con dominios más pequeños (tanto para la ferrita bainítica como para la austenita blocky), lo que se traduce en un mayor endurecimiento por deformación y menor ductilidad.

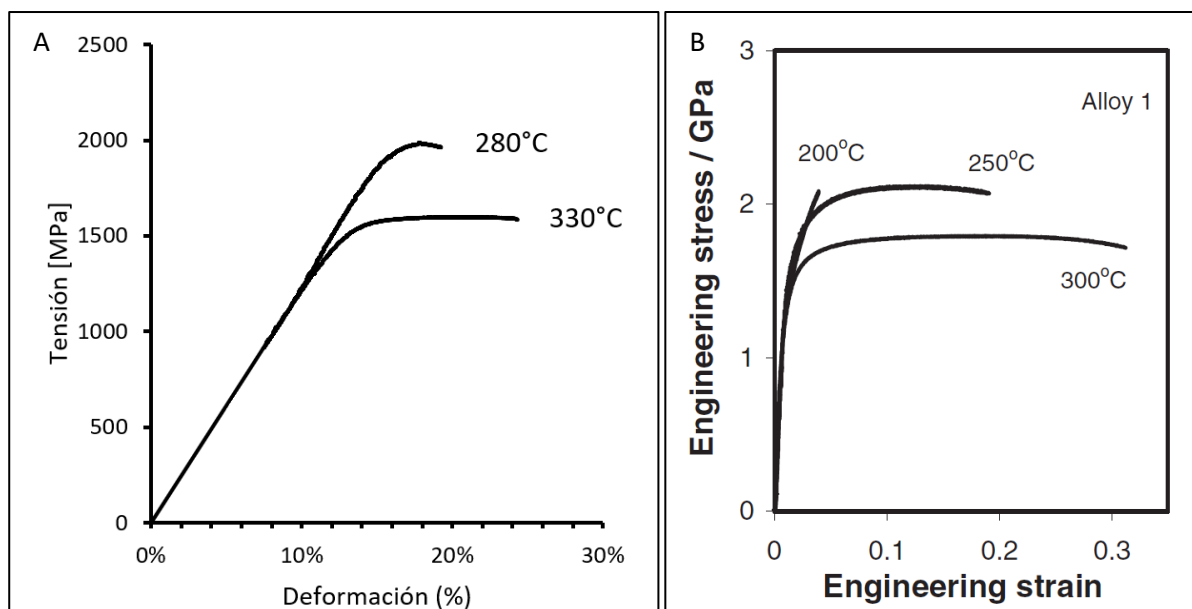


Fig. 12-7: Curvas de tensión – deformación del acero 2 tratado a 280 y 330°C (A). Curvas reportadas por Garcia-Mateo (2005) para un acero bainítico de alto silicio (B).

Para finalizar con el análisis de la influencia de la temperatura de transformación en las propiedades a la tracción, la Fig. 12-8 muestra que los mayores valores del producto tensión de rotura por elongación se obtuvieron a partir de muestras tratadas térmicamente a temperaturas altas, es decir, por encima de los 300°C. De este análisis surge que, para obtener una buena combinación de resistencia y ductilidad, es necesario utilizar temperaturas superiores a los 300°C. En contrapartida, si se busca maximizar la resistencia a la tracción y la dureza, los aceros colados de alto silicio pueden ser austemperados a 250-280°C, logrando así tensiones de rotura de casi 2 GPa y valores de dureza de 55 HRC.

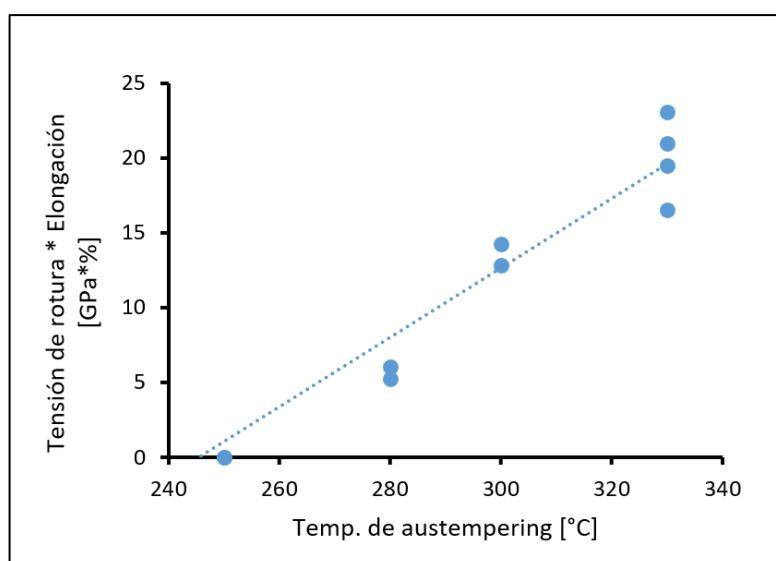


Fig. 12-8: Efecto de la T_{BI} sobre el producto tensión de rotura por elongación total.

En cuanto a la influencia de la composición química de los aceros sobre las propiedades mecánicas, se observó que, en general, aquellos con mayor contenido de aleantes presentaron mejores propiedades a la

tracción. A igual temperatura de austempering, los aceros más aleados presentan mejores propiedades a la tracción. La Fig. 12-9 muestra el efecto de los aleantes sobre el producto tensión de rotura por elongación, para los aceros 1, 2, 3 y 4 austemperados a 330°C. En el gráfico se observa que los aceros más aleados (aceros 3 y 4) presentaron mejores propiedades a la tracción.

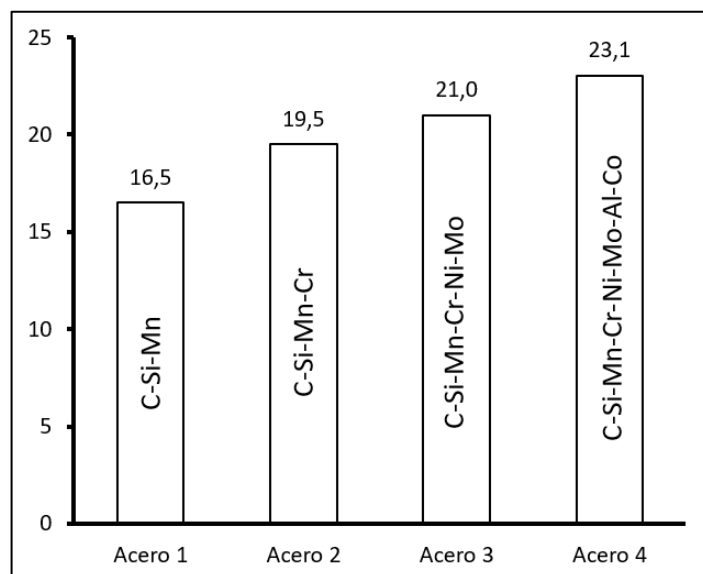


Fig. 12-9: Efecto del contenido de aleantes sobre el producto tensión de rotura por elongación total para aceros tratados a 330°C.

A pesar de presentar mayor microsegregación, los aceros con mayor contenido de aleantes resultaron en mejores propiedades mecánicas a la tracción, especialmente aquellos en donde se utilizaron pequeñas cantidades de varios elementos de aleación, como los aceros 3 y 4. Evidentemente, un mayor contenido de aleantes provoca una mayor cantidad y estabilidad de la austenita blocky, lo que genera un retraso en la transformación de la misma en martensita provocando un aumento de la ductilidad.

12.3.3 Impacto

La Tabla 12-6 muestra los resultados de los ensayos de impacto. En primer lugar, es posible observar que se desarrollaron microestructuras con valores de tenacidad al impacto entre 5 y 33.4 J/cm², dependiendo de la composición química y temperatura de transformación.

Tabla 12-6: Tenacidad al impacto de la bainita libre de carburos obtenida a partir de aceros colados de alto silicio.

Acero	Temperatura de austempering [°C]	Tenacidad al impacto [J/cm ²]
1	330°C	12.5
3	330°C	29.7
4	330°C	33.4
5	250°C	5.6
	300°C	12.5
6	250°C	5.0
	300°C	12.5
7	280°C	7.2

En la Fig. 12-10 se muestra que la energía absorbida en ensayos Charpy es dependiente de la temperatura de austempering. Aquellas probetas austemperadas a mayores T_{BI} resultaron en microestructuras más tenaces. Además, para una misma temperatura de transformación, los aceros con mayor contenido de aleantes y, consecuentemente, mayor cantidad de austenita retenida, presentaron los mayores valores de tenacidad al impacto. Las tendencias observadas para la tenacidad al impacto son similares a las observadas para la ductilidad. Estos resultados son preliminares y deben ser complementados, al menos, con un análisis de las superficies de fractura. Sin embargo, estos resultados son útiles para comparar la performance de los ABLC colados con la de otros aceros.

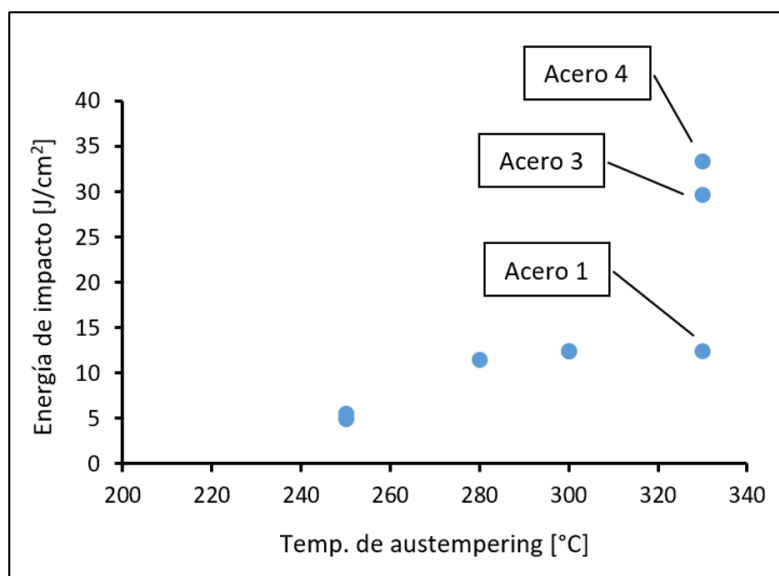


Fig. 12-10: Efecto de la temperatura de austempering sobre la energía al impacto.

12.3.4 Comparación con propiedades reportadas en la literatura para ABLC

En la Fig. 12-11 se comparan los valores de dureza obtenidos en este trabajo con aquellos reportados en la bibliografía (García-Mateo (2003(A), 2012), Sourmail (2013), Long (2014)). En el gráfico es posible observar que los valores obtenidos sobre las microestructuras desarrolladas en esta tesis siguen la tendencia de los valores publicados en bibliografía. La dureza de la bainita libre de carburos es mayor cuanto menor es la temperatura de austempering y, a una temperatura de transformación constante, es mayor para aceros más aleados.

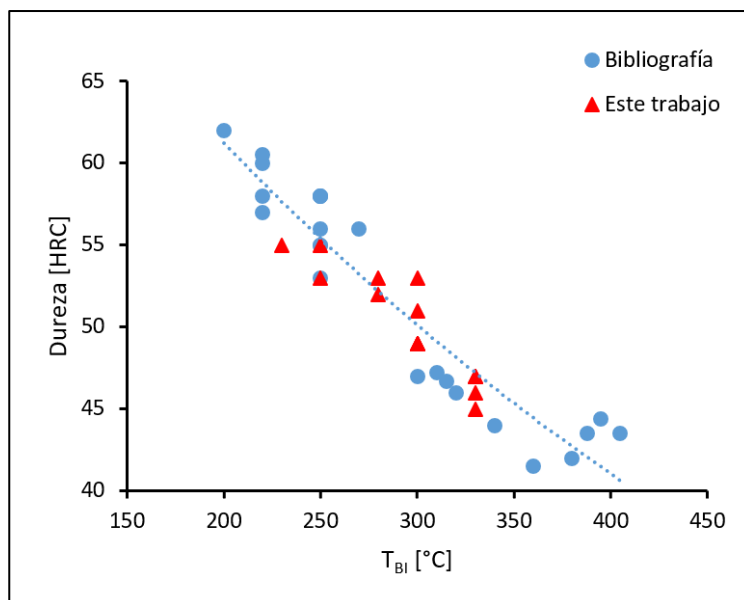


Fig. 12-11: Valores de dureza obtenidos en este trabajo (A). Comparación con bibliografía (B).

El gráfico de la Fig. 12-12 muestra una comparación de propiedades en tracción (tensión de rotura y elongación) obtenidas de la bibliografía, con las alcanzadas en este trabajo. Los datos que se comparan fueron obtenidos de artículos publicados en bibliografía para aceros laminados (Sourmail (2013), Miihkinen (1987), Putatunda (2009), Misra (2012), Long (2014), Codrick (2014), Avishan (2012)), aceros colados (Putatunda (2001, 2003), Mandal (2014)), y los resultados obtenidos en este trabajo tomados de la Tabla 12-5.

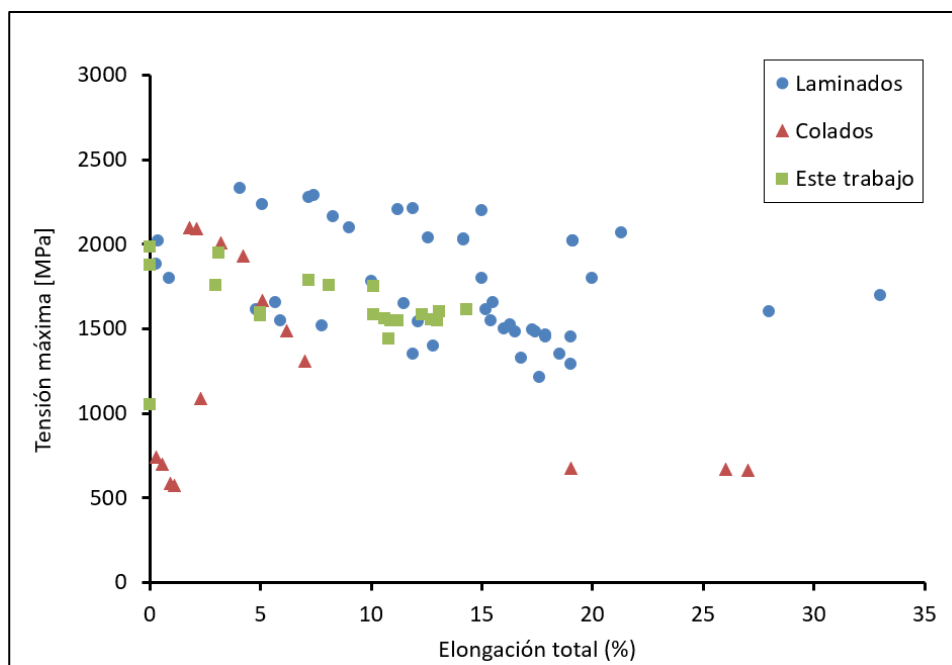


Fig. 12-12: Comparación entre propiedades a la tracción publicadas en bibliografía y las obtenidas en este trabajo.

Haciendo una comparación de los resultados obtenidos en este trabajo con aquellos reportados en bibliografía para aceros laminados, es posible observar que en general, en estos últimos se obtienen mejores propiedades a la tracción, principalmente en cuanto a la ductilidad. Esto es lógico, ya que los aceros laminados poseen menor cantidad de defectos si se los compara con aceros colados; defectos tales como inclusiones no metálicas, cavidades de contracción, etc, los cuales son responsables directos del detrimento en propiedades mecánicas en general y en la ductilidad en particular. Por otro lado, haciendo una comparación con los resultados publicados para aceros colados, se puede observar en la Fig. 12-12 que los valores obtenidos en este trabajo son superiores a la mayoría de los reportados por otros autores. Para tensiones de rotura mayores a 1000 MPa, se han reportado valores de elongación total menores al 8%, mientras que en este trabajo se han obtenido microestructuras con resistencia de 1600 MPa y ductilidad de 14.3%.

La Fig. 12-13 muestra una comparación entre las propiedades de impacto y la tensión de rotura obtenida de trabajos publicados en bibliografía junto a valores obtenidos en este trabajo. Los datos fueron extraídos de las siguientes fuentes: para aceros laminados Avishan (2012), Caballero (2009) y para aceros colados Xiang, 2006. En el gráfico se observa que la tenacidad al impacto de los aceros desarrollados en este trabajo es similar a aquellos valores reportados en bibliografía tanto para aceros laminados como para aceros colados. De esta manera, es posible afirmar que los aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos pueden desarrollar la misma combinación de resistencia y tenacidad al impacto que los aceros laminados sometidos a similares ciclos térmicos.

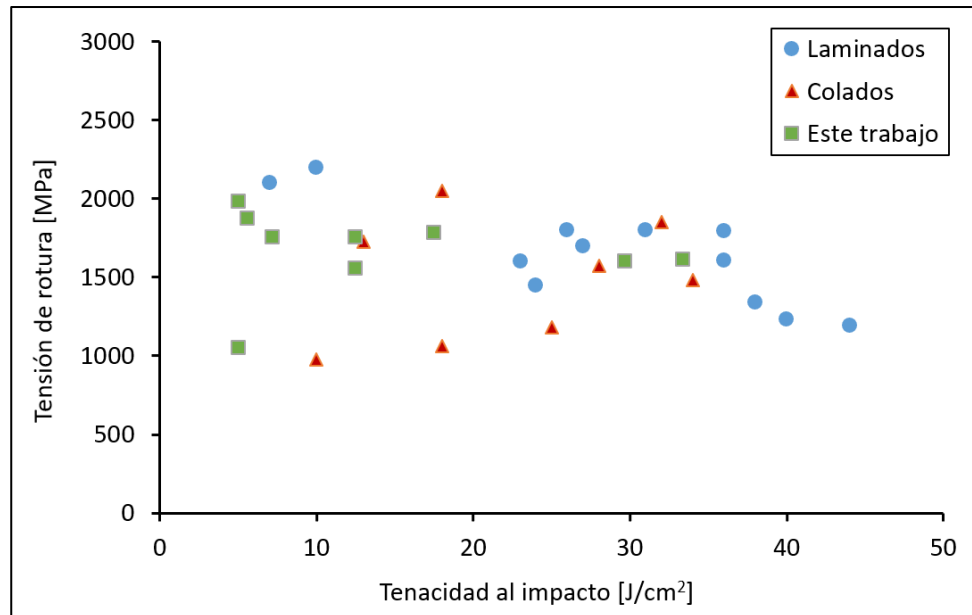


Fig. 12-13: Comparación entre propiedades de impacto y máxima tensión a la tracción.

12.3.5 Comparación con otros tipos de aceros y fundiciones de hierro

Una de las premisas de este trabajo es desarrollar aceros colados con propiedades mecánicas que compitan con la de otros aceros especiales. La Fig. 12-14 muestra una comparación de los resultados a la tracción obtenidos en este trabajo con algunos aceros avanzados de alta resistencia. Específicamente, la imagen muestra los requerimientos de ciertos grados de aceros Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) y TRIP, especificados en la norma ASTM 1088. Además, también se muestran valores reportados por diversos autores (Chiang (2011), Grajcar (2014, 2015), Xiong (2016), Xie (2017)) para aceros TRIP. En la imagen se observa que las propiedades obtenidas a partir de ABLC colados poseen generalmente mayor resistencia mecánica y menor ductilidad. Sin embargo, a igual ductilidad, los aceros bainíticos colados libres de carburos presentan una tensión de rotura considerablemente mayor comparados con los aceros CP, DP y TRIP.

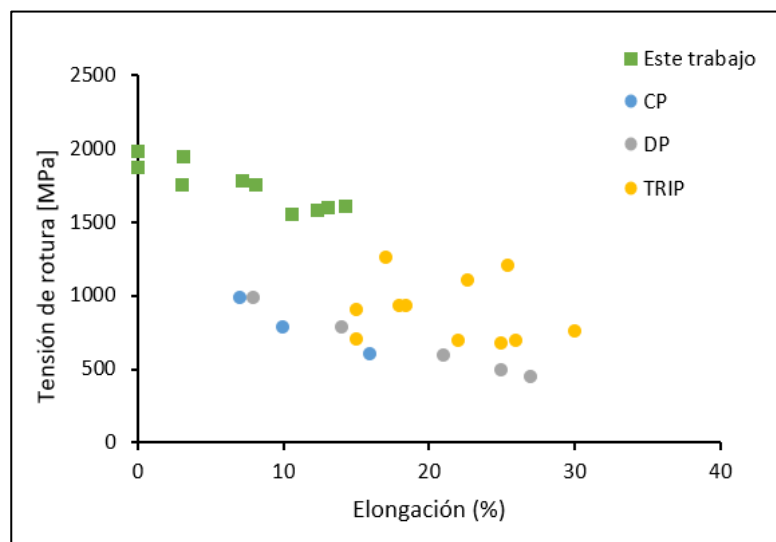


Fig. 12-14: Comparación de las propiedades a la tracción con ciertos aceros avanzados (CP, DP, TRIP).

Por otro lado, con el fin de ampliar la comparación hacia un mayor número de aceros avanzados, la Fig. 12-15 muestra los valores de tensión de rotura y elongación de aceros TRIP, dual phase (DP), martensíticos y Quenched and Partitioned (Q&P). Este gráfico fue obtenido de la referencia Speer (2012) y se agregaron los valores para los ABLC colados obtenidos en este trabajo. Nuevamente, de la comparación surge que las propiedades obtenidas en los aceros desarrollados en el marco de esta tesis doctoral, presentan mayores valores de tensión de rotura y menor ductilidad. Sin embargo, a igual elongación, los aceros bainíticos libres de carburos desarrollados presentan mayor resistencia mecánica.

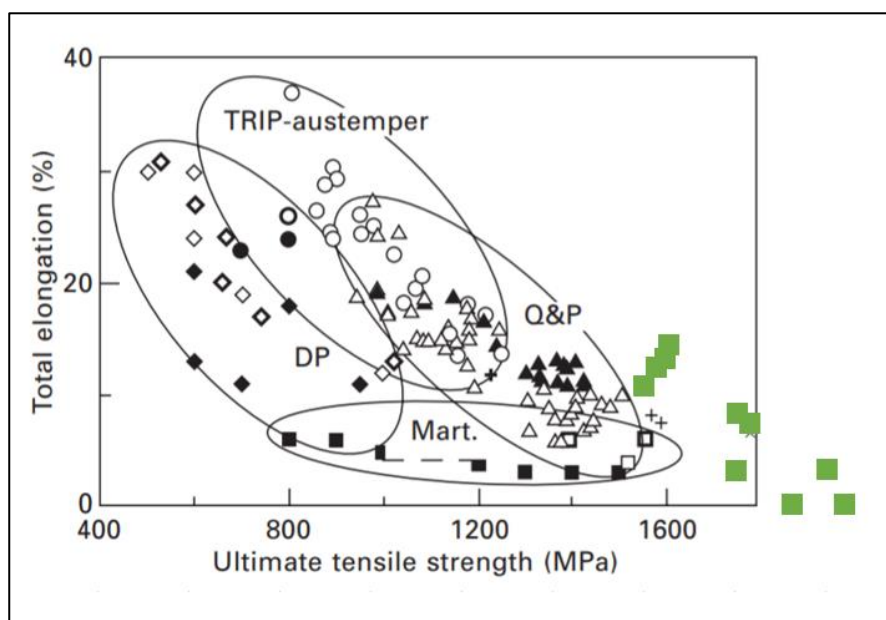


Fig. 12-15: Comparación de las propiedades a la tracción con aceros martensíticos, DP, TRIP y Q&P (Speer, 2012).

Para finalizar con la comparación con aceros avanzados, la Fig. 12-16 muestra las propiedades a la tracción (tensión de rotura y elongación total) de los aceros desarrollados en este trabajo con algunos grados de aceros maraging. De acuerdo a Caballero (2002), los aceros bainíticos libres de carburos presentan propiedades mecánicas comparables con las de los aceros maraging. Éstos, son aleaciones metálicas base hierro sin carbono en su composición química (el carbono se mantiene tan bajo como sea posible) y aleados con grandes cantidades de níquel, molibdeno, cobalto, titanio y aluminio, por lo que estos aceros son de alto costo de producción (Sha, 2009). En la imagen se observa que los aceros maraging poseen mejor ductilidad para aquellos grados con tensión de rotura mayor a 1700 MPa. Sin embargo, para aleaciones con resistencia de alrededor de 1600 MPa, los ABLC colados desarrollan mayor ductilidad. Al menos desde el punto de vista del comportamiento a la tracción, los aceros colados bainíticos, con bajo contenido de aleantes (menor al 10% aproximadamente) son comparables con ciertos grados de aceros maraging, algunos con un nivel total de aleantes cercano al 40%.

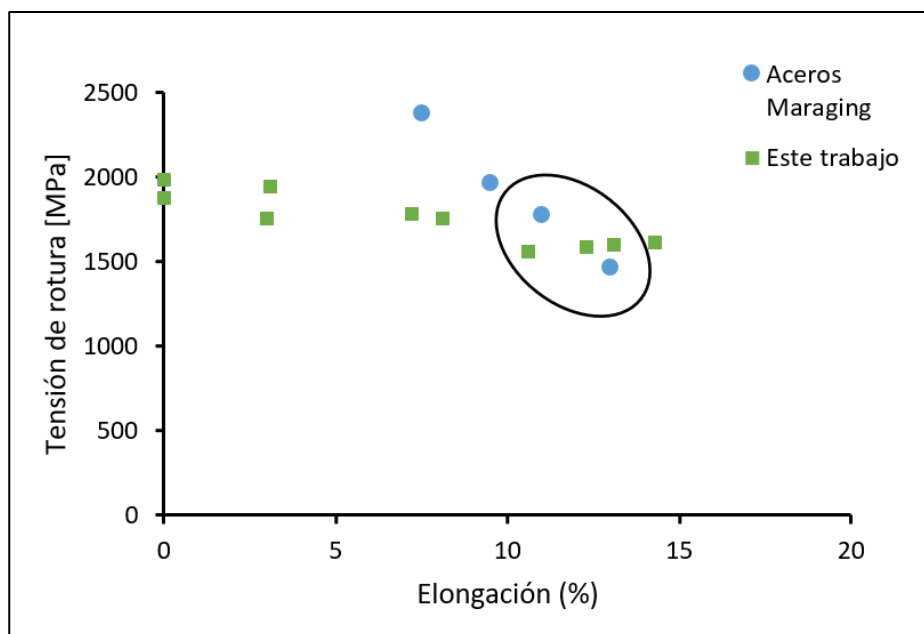


Fig. 12-16: Comparación de las propiedades a la tracción con aceros maraging.

Adicionalmente a la comparación con aceros avanzados de alta resistencia, la mayoría de los cuales se obtiene mediante laminado, también es interesante realizar una comparación con las fundiciones de hierro con grafito esferoidal austemperadas (ADI – por austempered ductile iron), ya que este material es muy utilizado en la fabricación de piezas coladas (Putatunda, 2001). La Fig. 12-17 muestra una comparación de los valores de tensión de rotura y elongación obtenidos en este trabajo con los requerimientos de la norma ASTM A897 para ciertos grados de ADI. Nuevamente se observa que, a igual ductilidad, los ABLC colados presentan una considerable mayor resistencia mecánica.

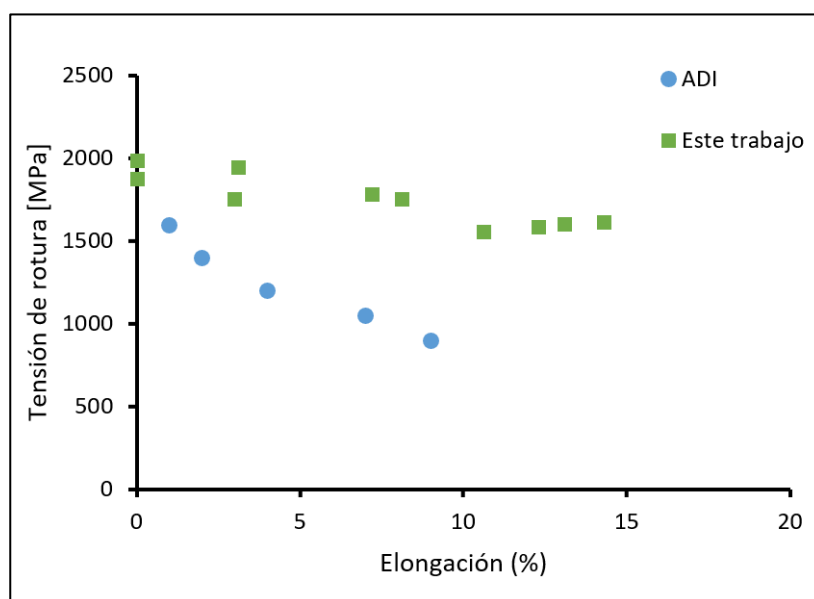


Fig. 12-17: Comparación con ciertos grados de ADI especificados en la norma ASTM A897.

De la comparación en cuanto a propiedades a la tracción con otros aceros avanzados, se observa que los ABLC superan muchos de los valores reportados para aceros DP, CP, TRIP, etc. Sin embargo, los aceros

desarrollados en este trabajo poseen ductilidad limitada, lo cual no permite superar la performance de algunos aceros. De esta comparación surge la necesidad de desarrollar microestructuras con mayor ductilidad, con el fin de competir con un mayor número de grados de aceros avanzados.

12.3.6 Requerimientos de la norma ASTM

Además de la comparación entre aceros bainíticos libres de carburos laminados y colados y otros aceros avanzados, resulta fundamental conocer los requerimientos, por norma, en cuanto a propiedades mecánicas de aceros colados. La American Society for Testing Materials (ASTM) tiene una norma especial en la cual se especifican las condiciones para aceros colados de alta resistencia y con propósitos estructurales. La norma ASTM A148 divide a los aceros colados en categorías de acuerdo a requerimientos en cuanto a propiedades mecánicas. La mayoría de las categorías se verifican con ensayos de tracción, sin embargo, los grados “L” requieren además ser ensayados al impacto. La Tabla 12-7 lista los distintos grados establecidos por la norma.

Tabla 12-7: Propiedades mecánicas de aceros colados según norma ASTM A148

Grado	σ_R [MPa]	σ_F [MPa]	Elongación [%]	Estricción [%]	Energía de impacto [J]
550-275	550	275	18	30	
550-345	550	345	22	35	
620-415	620	415	20	40	
725-585	725	585	17	35	
795-655	795	655	14	30	
895-795	895	795	11	25	
930-860	930	860	9	22	
1035-930	1035	930	7	18	
1105-1000	1105	1000	6	12	
1140-1035	1140	1035	5	20	
1140-1035L	1140	1035	5	20	27
1450-1240	1450	1240	4	15	
1450-1240L	1450	1240	4	15	20
1795-1450	1795	1450	3	6	
1795-1450L	1795	1450	3	6	8

La Fig. 12-18 muestra, en conjunto, las propiedades según los distintos grados de la norma ASTM A148 (tensión de rotura y elongación), y los resultados obtenidos en este trabajo. En la imagen se observa que las propiedades mecánicas obtenidos para los ABLC colados superan ampliamente determinados grados de la norma. En general, a igual elongación, los aceros desarrollados en este trabajo tienen una mayor tensión de rotura. Los aceros bainíticos colados obtenidos en este trabajo, satisfacen los grados 795-655 en adelante. Los grados más bajos (aquellos que requieren menor resistencia mecánica y mayor ductilidad) no son cumplidos por los aceros desarrollados, sin embargo, se cree que utilizando temperaturas de austempering

mayores a 330°C y desarrollando coladas con menos cantidad de defectos, tales como microporosidad, se obtendrán los valores de elongación total requeridos.

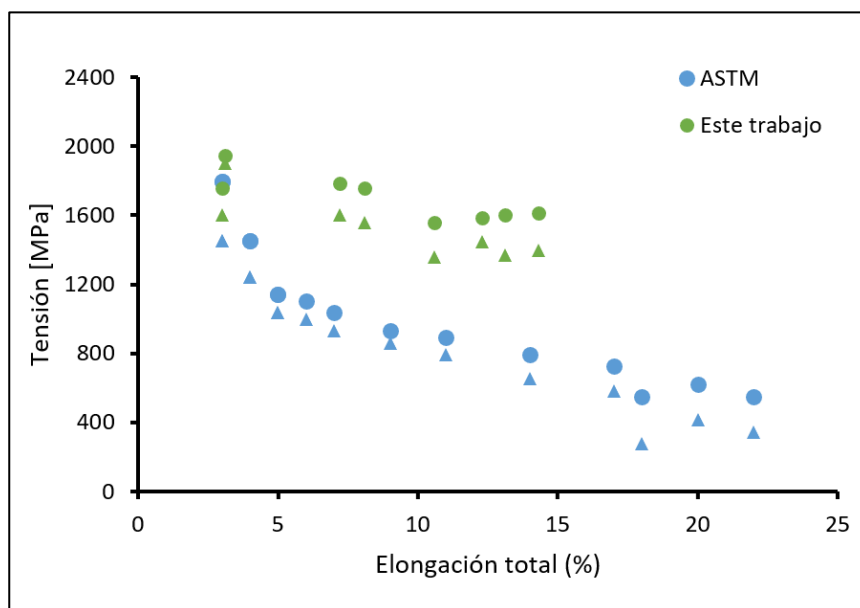


Fig. 12-18: Requerimientos de la norma ASTM A148 y resultados obtenidos en este trabajo.

En cuanto a los grados que deben ser verificados mediante ensayos de impacto, los grados 1140-1035L y 1450-1240L son cumplidos por los aceros 3 y 4 austemperados a 330°C, mientras que el grado más alto especificado por norma, el grado 1795-1450L, si bien estrictamente no es cumplido por el acero 5 tratado a 300°C, la diferencia en la tensión de rotura es de apenas 11 MPa.

12.4 Conclusiones parciales

Se ha evaluado el comportamiento mecánico de los aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos mediante ensayos de dureza, tracción e impacto. Se observó que tanto la composición química del acero como la temperatura de austempering tienen una gran influencia sobre las propiedades mecánicas.

Se desarrollaron microestructuras bainíticas libres de carburos con valores de dureza entre 46 y 55 HRC. La dureza de los ABLC colados aumenta con la disminución de la temperatura de austempering y, a igual temperatura, los aceros con mayor contenido de aleantes tienen una dureza superior. La resistencia mecánica sigue una tendencia semejante a la dureza, aumentando con la disminución de la temperatura de austempering, mientras que la ductilidad aumenta al aumentar la temperatura de baño de sales. Las diferentes microestructuras desarrolladas en este trabajo han permitido obtener valores de tensión de rotura entre 1441 y 1955 MPa, tensión de fluencia entre 1245 y 1904 MPa, elongación total hasta 14.6%.

En lo que refiere a tenacidad al impacto, las microestructuras bainíticas obtenidas, mostraron valores de resiliencia medida a temperatura ambiente que oscilan entre 5 y 33.4 J/cm², dependiendo de la composición química y temperatura de transformación bainítica. La tenacidad al impacto de los aceros desarrollados en este trabajo aumenta notablemente con el aumento de la temperatura de austempering y, a igual temperatura, es superior en aquellos aceros con mayor contenido de aleantes.

A pesar de presentar una mayor microsegregación, se observó que los aceros más aleados presentaron mejores propiedades mecánicas. Aparentemente, la presencia de elementos de aleación provoca una mayor estabilidad de la austenita retenida y conduce a un aumento de la ductilidad.

Las mejores combinaciones de resistencia y tenacidad se obtuvieron a mayores temperaturas de austempering, superando en algunos casos la performance de muchos aceros colados con microestructura semejante, reportados en bibliografía. A pesar de los buenos resultados, no se ha podido alcanzar la performance de algunos aceros laminados con microestructura bainítica libre de carburos, que han llegado a presentar ultra alta resistencia mecánica y mayor ductilidad.

Los aceros desarrollados durante esta tesis tienen una resistencia mecánica superior a algunos aceros avanzados de alta resistencia (Dual Phase, Complex Phase, martensíticos, TRIP, Q&P) y a las fundiciones de hierro con grafito esferoidal austemperadas (ADI). Además, también se observó que algunas de las microestructuras desarrolladas en este trabajo presentan mejores combinaciones de resistencia mecánica – ductilidad que ciertos grados de aceros maraging. De estas comparaciones surge también, la necesidad de desarrollar microestructuras con mayores valores de ductilidad, con el fin de competir con un mayor número de grados de aceros avanzados.

Finalmente, las propiedades mecánicas obtenidas en este trabajo permiten confirmar que los aceros desarrollados cumplen ampliamente los requerimientos de muchos de los grados especificados por la norma ASTM para aceros colados y se cree que, adecuando las temperaturas de austempering y obteniendo aceros con menor cantidad de defectos, se pueden lograr los valores de elongación especificados para los grados de máxima ductilidad, es decir, sería posible desarrollar aleaciones para cumplir con todos los grados especificados en la norma.

13 Conclusiones generales

1. Se diseñaron aceros colados con composiciones químicas aptas para ser tratados térmicamente y obtener microestructuras bainíticas libres de carburos.
2. Se estudió la estructura de solidificación de los aceros colados de alto silicio y se observó que, a pesar de las diferencias en cuanto a composición química, todos los aceros presentan un perfil dendrítico con dendritas de hasta 15 mm de largo y un gran tamaño de grano de la austenita previa.
3. Se midieron los perfiles de microsegregación de los aceros colados y se determinó que todos los elementos utilizados tienen segregación directa, es decir, se acumulan en zonas interdendríticas, provocando una heterogeneidad en cuanto a composición química en la matriz metálica.
4. Se desarrolló una metodología para determinar el máximo diámetro austemperable a partir de un ensayo Jominy. En base a esto, se determinó la austemperabilidad de los aceros diseñados, obteniendo un amplio espectro de máximo diámetro austemperable en función de la composición química y temperatura del baño de sales.
5. Se diseñaron y ejecutaron tratamientos térmicos de austempering que permitieron obtener microestructuras bainíticas libres de carburos a partir de todos los aceros diseñados.
6. Se estudió la influencia de la microsegregación en la transformación bainítica sin formación de carburos. Se observó que la microsegregación afecta la cinética de reacción, pero no impide obtener microestructuras completamente bainíticas libres de carburos. Además, se observó una mayor proporción y tamaño de austenita con morfología de bloque en zonas microsegregadas.
7. Se estudió la influencia de la composición química y temperatura de austempering sobre la transformación bainítica de aceros colados de alto silicio. Se determinó que a menores temperaturas se obtienen microestructuras más refinadas, pero la cinética de reacción se hace considerablemente más lenta. También se observó que los aceros más aleados presentan una mayor proporción de austenita retenida y tienen una cinética de transformación más lenta.
8. Se logró un abanico de propiedades mecánicas en función de la composición química y parámetros de tratamiento térmico, que en muchos casos superan las reportadas en la bibliografía para aceros bainíticos libres de carburos colados y otros aceros avanzados y cumplen ampliamente muchos de los grados requeridos por la norma ASTM para aceros colados.
9. Parte de los resultados y discusiones de este trabajo fueron reportados en revistas científicas, contribuyendo de esta manera a la difusión y el conocimiento general de los aceros colados con microestructura bainítica libre de carburos.

14 Trabajos futuros

En base a los resultados obtenidos en esta tesis, se plantean los siguientes trabajos a futuro.

1. Evaluar el uso de refinadores de grano como medio para obtener una estructura de solidificación con una distribución más homogénea de los elementos de aleación. Ha sido reportado que el uso de refinadores de grano provoca un refinamiento en la estructura de solidificación, lo que genera una mejora de las propiedades mecánicas en aceros colados.
2. Realizar una caracterización microestructural completa sobre las microestructuras bainíticas libres de carburos desarrolladas, que incluya el tamaño y morfologías de las distintas fases y su relación con la microsegregación.
3. Realizar un estudio sobre el efecto TRIP, para determinar qué factores controlan la ductilidad de los aceros bainíticos libres de carburos colados.
4. Diseñar composiciones químicas y tratamientos térmicos que permitan obtener microestructuras de alta ductilidad y tenacidad.
5. Evaluar la influencia del tiempo de austempering sobre las propiedades mecánicas, especialmente para las microestructuras obtenidas a baja temperatura ($<280^{\circ}\text{C}$), con el fin de determinar si es posible obtener mejores valores de ductilidad. Se cree que utilizando mayores tiempos de austempering, se obtendrían microestructuras con mayor grado de avance de la transformación y, consecuentemente, mejores propiedades mecánicas.
6. Realizar una caracterización mecánica más completa sobre diferentes variedades microestructurales desarrolladas en este trabajo, que complete los estudios de tenacidad al impacto iniciados y que incluya la evaluación de la tenacidad a la fractura (K_{1C}) y resistencia al desgaste (desgaste abrasivo, fatiga de contacto por rodadura, etc).

15 Referencias

- Ashrafi H et. al, 2017, "A novel and simple technique for development of dual phase steels with excellent ductility", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 680, pp. 197-202.
- Avishan B, Yazdani S, Syamak HN, 2012, "Toughness variations in nanostructured bainitic steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 548, pp. 106-111.
- Avishan B. et. al, 2015, "Characterisation of microstructure and mechanical properties in two different nanostructured bainitic steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 31 (12), pp. 1508-1520.
- Avishan B, Abdolalipour Asl Jani M, Yazdani S, 2018, "Hardenability of Nanocrystalline Bulk Steel". *Trans Indian Inst Met*, Vol.71(2), pp. 493-503.
- Bardes B, Baker H, Benjamin D, 1978, "Metals Handbook", 9th edition, American Society for Metals, Vol. 1.
- Battle T. P, Pehlke R. D, 1989, "Equilibrium partition coefficients in iron-based alloys", *Metallurgical Transactions B*, Vol. 20, pp. 149-160.
- Bhadeshia H. K. D. H, 2008, "Interpretation of the Microstructure of Steels" [Sitio web]. Disponible en:
- Bhadeshia H. K. D. H, 2015, "Bainite in Steels: Theory and Practice. Third edition", Maney Publishing, Leeds, United Kingdom.
- Boeri R, 1989, "The solidification of ductile iron", Tesis Doctoral, University of British Columbia, Canadá.
- Caballero F. G et. al, 2001, "Design of novel high strength bainitic steels: Part 1", *Materials Science and Technology*, Vol. 17, pp 512 – 516.
- Caballero F. G et. al, 2001, "Design of novel high strength bainitic steels: Part 2", *Materials Science and Technology*, Vol. 17, pp 517 – 522.
- Caballero F. G et. al, 2002, "Very strong low temperature bainite", *Materials Science and Technology*, Vol. 18, pp 279 – 284.
- Caballero F. G. and Bhadeshia H. K. D, 2004, "Very strong bainite", *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol. 8, pp. 251 – 257.
- Caballero F. G. et. al, 2007, "Advanced Ultrahigh Strength Bainitic Steels", *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 22, pp. 502 – 506.
- Caballero FG, et. al, 2009, "Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 525, pp. 87-95.
- Caballero F. G, 2012, "Phase Transformations in Steels, Chapter 12: Carbide-free bainite in steels", Woodhead Publishing.

- Caballero F. G. et. al, 2014, "Design of Novel Bainitic Steels: Moving from Ultra Fine to Nanoscale Structures", Journal of Minerals, Metals and Materials Society, Vol. 66, pp. 747-755.
- Capurro C, et. al, 2010, "Characterization of solidification structure of a high-chromium steel", 18ª Conferencia de Laminación, pp. 323-333.
- Chang LC, 2004, "Microstructures and reaction kinetics of bainite transformation in Si-rich steels", Materials Science and Engineering A, Vol. 368, pp. 175-182.
- Chiang J. et. al, 2011, "Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels", Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 4516-4521.
- Codrick J, et. al, 2014, "The static and dynamic mechanical properties of a new low-carbon, low-alloy austempered steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 589, pp. 280-287.
- Çubukçu et. al, 2008, "WDS versus silicon drift detector EDS: A case report for the comparison of quantitative chemical analyses of natural silicate minerals", Micron, Vol. 39, pp 88-94.
- Cullity D. B, 1956, "Elements of X-Ray Diffraction", Addison-Wesley Publishing Company, Massachusetts.
- Davis JR, 2001, "Alloying: Understanding the Basics", ASM International, Novelty (OH), USA.
- Das Bakshi S, Shipway PH, Bhadeshia HKDH, 2013, "Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite", Wear, Vol. 308, pp. 46–53.
- De Cooman, B. C, 2004, "Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite", Current Opinion in Solid State and Materials Science, Vol. 8, pp. 285-303.
- De Moor E and Speer JG, 2017, "Automotive Steels: Bainitic and quenching and partitioning steels", Woodhead Publishing, pp. 289-316.
- Edmonds D. V. et. al, 2006, "Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment", Materials Science and Engineering A, Vol. 438–440, pp. 25–34.
- Edmonds D. V, 2010, "Advanced Bainitic and Martensitic Steels with Carbide-Free Microstructures Containing Retained Austenite", Materials Science Forum, Vol. 638-642, pp. 110-117.
- Fernandino D, Boeri R, 2015, "Fractographic analysis of austempered ductile iron", Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 39, pp. 583-598.
- Fernandino D, Massone J, Boeri R, 2013, "Characterization of the austemperability of partially austenitized ductile iron", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 213, pp 1801-1809.
- Fernandino D, Boeri R, 2016, "Fractographic analysis of austempered ductile iron", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 39(5), pp. 583-598
- Fielding L, 2013, "The Bainite Controversy", Materials Science and Technology, Vol. 29, pp. 383-399.

- Fredriksson H, Akerlind U, 2012, "Solidification and cristalization processing in metals and alloys", John Wiley and Sons Ltd, United Kingdom.
- Garcia-Mateo C. et. al, 2003, "Development of hard bainite", ISIJ International, Vol. 43 (8), pp. 1238 – 1243.
- Garcia-Mateo C. et. al, 2003, "Acceleration of Low-temperature Bainite", ISIJ International, Vol. 43 (11), pp. 1821 – 1825.
- Garcia-Mateo C, Caballero FG, 2005, "The Role of Retained Austenite on Tensile Properties of Steels with Bainitic Microstructures", Materials Transactions, Vol. 46 (8), pp. 1839 - 1846.
- Garcia-Mateo C, Caballero FG, 2005, "Ultra-high-strength Bainitic Steels", ISIJ International, Vol. 45(11), pp. 1736-1740.
- Garcia-Mateo C. et. al, 2012, "Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3 wt% silicon", Materials Science and Engineering A, Vol. 549, pp. 185 – 192.
- Garcia-Mateo C. et. al, 2015, "Low temperature bainitic ferrite: Evidence of carbon super-saturation and tetragonality", Acta Materialia, Vol. 91, pp. 162-173.
- Garcia-Mateo C. et. al, 2017, "Transferring Nanoscale Bainite Concept to Lower C Contents: A Perspective", Metals, Vol. 7, pp. 159 – 171.
- Garcia-Mateo C. et. al, 2018, "Composition Design of Nanocrystalline Bainitic Steels by Diffusionless Solid Reaction", Metals and Materials International, Vol. 20(3), pp. 405-415.
- Grajcar A, Kwasny W, Zalecki W, 2014, "Microstructure–property relationships in TRIP aided medium-C bainitic steel with lamellar retained austenite", Materials Science and Technology, Vol. 31(7), pp. 781-794.
- Grajcar A, 2015, "Microstructure evolution of advanced high-strength steels trip-aided bainitic steels", Materials and technology, Vol. 49(5), pp. 715-720.
- Guliáev AP, 1978, "Metalografía Tomo 1", Editorial Mir, Moscú, Rusia.
- Hillert M, 2002, "Preface to the viewpoint set on: Bainite", Scripta Materialia, Vol. 47(3), pp.137 – 138.
- Jiyang Z, 2009, "Colour Metallography of Cast Iron", China Foundry, Vol. 6 (2), pp. 152-157.
- Karimi M, Kheirandish S, 2009, "Comparison of Work Hardening Behaviour of Ferritic-Bainitic and Ferritic-Martensitic Dual Phase Steels", Steel Research International, Vol. 80 (2), pp 160–164.
- Krauss G, 2003, "Solidification, Segregation and Banding in Carbon Alloy Steels", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 34B, pp. 781-792.
- Leiro A, Kankanala A, Vuorinen E, Prakash B, 2011, "Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions" Wear, Vol. 273, pp. 2– 8.
- Leiro A, et. al, 2013, "Wear of nano-structured carbide-free bainitic steels under dry rolling–sliding conditions", Wear, Vol. 298–299, pp. 42–47.

Long XY, Kang J, Lv B, Zhang FC, 2014, "Carbide-free bainite in medium carbon steel", *Materials and Design*, Vol. 64, pp. 237-245.

Mandal D, et. al, 2014, "Evolution of microstructure and mechanical properties under different austempering holding time of cast Fe–1.5Si–1.5Mn–V steels", *Materials and Design*, Vol. 54, pp. 831-837.

Maroni P. J, 1976, "Templabilidad. Un método para seleccionar aceros", Editorial Librería Mitre.

Massone J, 1997, "Fundiciones esferoidales austemperizadas. Estudio de sus transformaciones metalúrgicas". Tesis Doctoral, Doctorado en Ciencia de Materiales, Universidad Nacional de Mar del Plata, Argentina.

Massone J, Boeri R, Sikora J, 2003, "Solid state transformation kinetics of high nodule count ductile Iron", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 16 (1-3), pp. 179-184.

Milenkovic S. et. al, 2014, "Effect of solidification parameters on the secondary dendrite arm spacing in MAR M-247 superalloy determined by a novel approach", *MATEC Web of Conferences*, Vol. 14, pp. 1-5.

Miihkinen VTT, Edmonds DV, 1987, "Tensile deformation of two experimental high-strength bainitic low-alloy steels containing silicon", *Materials Science and Technology*, Vol. 3, pp. 432-440.

Misra A, et. al, 2012, "Critical isothermal temperature and optimum mechanical behaviour of high Si-containing bainitic steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 558, pp. 725-729.

Morales-Rivas L. et. al, 2015, "Tensile Response of Two Nanoscale Bainite Composite-Like Structures", *The Minerals, Metals & Materials Society*, Vol. 67 (10), pp. 2223-2235.

Morales-Rivas L. et. al, 2016, "Ductility of Nanostructured Bainite", *Metals*, Vol. 6, pp. 302-322.

Morita Z, Tanaka T, 1983, "Thermodynamics of solute distributions between solid and liquid phases in iron-base ternary alloys", *Transactions ISIJ*, Vol. 23 (10), pp. 824-833.

Nouri A, Saghafian H, Kheirandish S, 2010, "Influence of volume fraction of martensite on the work hardening behaviour of two dual-phase steels with high and low silicon contents", *International Journal of Materials Research*, Vol 10, pp 1286-1292.

Presoly P, Bernhard C, 2016, "Influence of Silicon and Manganese on the Peritectic Range for Steel Alloys", *AISTech 2016 Proceedings*, pp. 2497-2506.

Porter D. and Easterling K, 1992, "Phase transformations in metals and alloys, 2nd edition", Chapman & Hall, 1992.

Pottore N. S. et. al, 1991, "Interrupted and Isothermal Solidification Studies of Low and Medium Carbon Steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22, pp. 1871-1880.

Putatunda S. K, 2001, "Fracture toughness of a high carbon and high silicon Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 297, pp. 31 – 43.

Putatunda SK, 2003, "Influence of austempering temperature on microstructure and fracture toughness of a high-carbon, high-silicon and high-manganese cast steel", *Materials and Design*, Vol. 24, pp. 435-443.

- Putatunda S. K, et. al, 2009, "Development of a high strength high toughness ausferritic Steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 513, pp. 329 – 339.
- Rementeria R, 2017, "Carbon distribution in low temperature bainite", Tesis Doctoral, Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM), Madrid, España.
- Rivera G, Boeri R, Sikora J, 1995, "Revealing the solidification structure of nodular iron", International Journal of Cast Metal Research, Vol. 8 (1), pp. 1-5.
- Rivera G, Boeri R, Sikora J, 2002, "Revealing and characterising solidification structure of ductile cast iron", Material Science and Technology, Vol. 18, pp. 691-697.
- Saeidi N, Ekrami A, 2010, "Impact properties of tempered bainite–ferrite dual phase steels", Materials Science and Engineering A, Vol. 527 (21), pp. 5575–5581.
- Saha Podder A, 2011, "Tempering a mixture of Bainite and Retained Austenite", Tesis Doctoral, Universidad de Cambridge.
- Santofimia Navarro M. J, 2006, "La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros", Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid, España.
- Sha W, Guo Z, 2009, "Maraging Steels: Modelling of Microstructure, Properties and Applications", Woodhead Publishing, Cambridge, Reino Unido.
- Sharma S, Sangal S, Mondal K, 2011, "Development of New High-Strength Carbide-Free Bainitic Steels", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 42, pp. 3921 – 3933.
- Sherif M. et. al, 2004, "Stability of retained austenite in TRIP-assisted steels", Materials Science and Technology, Vol. 20, pp. 319 – 322.
- Sherif M, 2006, "Characterisation and Development of Nanostructured, Ultrahigh Strength, and Ductile Bainitic Steels", Tesis Doctoral, Universidad de Cambridge.
- Skobir DA, 2011, "High Strength Low Alloy (HSLA) Steels", Materials and technology, Vol. 45(4), pp. 295–301.
- Sourmail T. et. al, 2013, "Evaluation of potential of high Si high C steel nanostructured bainite for wear and fatigue applications", Materials Science and Technology, Vol. 29 (10), pp. 1166-1173.
- Sourmail T. et. al, 2017, "Tensile Ductility of Nanostructured Bainitic Steels: Influence of Retained Austenite Stability", Metals, Vol. 7 (1), pp. 31-38.
- Speer JG, 2012, "Phase Transformations in Steels, Chapter 8: Phase transformations in quenched and partitioned steels", Woodhead Publishing.
- Stefanescu D. M, 2006, "Microstructure Evolution during the Solidification of Steel", ISIJ International, Vol. 46, pp. 786-794.
- Tenaglia N. et. al, 2016, "Study of shrinkage porosity in spheroidal graphite cast iron", International Journal of Cast Metals Research, Vol. 29 (1-2), pp. 111-119.

Tsuchiya S, Ohno M, Matsuura K, 2012, "Transition of solidification mode and the as-cast γ grain structure in hyperperitectic carbon steels", *Acta Materialia*, Vol. 60, pp. 2927-2938.

Ueshima Y. et. al, 1986, "Analysis of solute distribution in dendrites of carbon steel with δ/γ transformation during solidification", *Metallurgical Transactions B*, Vol. 17, pp. 845-859.

Voigt R, Lee Y, Tu C, 1991, "Use of hardenability data to determine alloy requirements for austempered ductile iron", *Proceedings of the 1991 World ADI Conference*.

Wang B et. al, 2017, "Optimizing the fatigue strength of 18Ni maraging steel through ageing treatment", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 707, pp. 674-688.

Xiang C, Yanxiang L, 2006, "Effects of Ti, V, and Rare Earth on the Mechanical Properties of Austempered High Silicon Cast Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37, pp. 3215 – 3220.

Xie P, et. al, 2017, "A high-performance TRIP steel enhanced by ultrafine grains and hardening precipitates", *Materials & Design*, Vol. 127, pp. 1-7.

Xiong ZP, et. al, 2016, "Microstructure and mechanical properties of strip cast TRIP steel subjected to thermo-mechanical simulation", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 677, pp. 356-366.